TRATERMAT 2019

XVI Congreso Internacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie

Iván Cervera González (ed.)

Col·lecció
«Treballs d'Informàtica i Tecnologia»
Núm. 47

TRATERMAT 2019

**XVI Edición del Congreso Internacional de Tratamientos
Térmicos y de Superficie**

Iván Cervera González (ed.)

Noms: TRATERMAT (16es : 2019 : Castelló), autor | Cervera González, Iván, editor literari | Universitat Jaume I. Publicacions, entitat editora | Fundació Universitat Jaume I-Empresa

Títol: TRATERMAT 2019 : XVI Edición del Congreso Internacional de tratamientos Térmicos y de Superficie / Iván Cervera González (ed.)

Altres títols: XVI Edición del Congreso Internacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie

Descripció: Castelló de la Plana : Publicacions de la Universitat Jaume I. Servei de Comunicació i Publicacions, [2020] | Col·lecció: Treballs d'informàtica i tecnologia ; 47 | Inclou referències bibliogràfiques | Textos en castellà, resums en castellà i anglès

Identificadors: ISBN 978-84-17900-68-7

Matèries: Metalls – Tractament tèrmic - Congressos

Classificació: CDU 621.78(063) | THEMA TGM

Publicacions de la Universitat Jaume I es una editorial miembro de la UNE, cosa que garantiza la difusión y comercialización de las obras en los ámbitos nacional e internacional. www.une.es.

Cualquier forma de reproducción, distribución, comunicación pública o transformación de esta obra solo puede ser realizada con la autorización de sus titulares, salvo excepción prevista por la ley. Diríjanse a CEDRO (Centro Español de Derechos Reprográficos, www.cedro.org) si necesitan fotocopiar o escanear fragmentos de esta obra.

© Del texto: los autores y las autoras, 2020

© De presente edición: Publicacions de la Universitat Jaume I, 2020

Edita: Publicacions de la Universitat Jaume I. Servei de Comunicació i Publicacions
Campus del Riu Sec. Edifici Rectorat i Serveis Centrals. 12071 Castelló de la Plana
<http://www.tenda.uji.es> e-mail: publicacions@uji.es

ISBN papel: 978-84-17900-68-7

DOI: <http://dx.doi.org/10.6035/INFiTEC.2020.47>

Depósito legal: CS 103-2020

ÍNDICE

Comités	10
Introducción	11
Programa	13
 Conferencias plenarias	 19
Designing Microstructures by Additive Manufacturing: the Intrinsic Heat Treatment. Conferenciante: M. ^a Teresa Pérez Prado. IMDEA Materiales. Autores: M. ^a Teresa Pérez Prado, Carmen Cepeda-Jiménez, Omar Fergani, Clara Galera, Arturo Martín, Javier Llorca, Marc Gardon	19
Highly Flexible Single Crystalline Solar Modules, the Ideal Solution for Versatile Building Integrated Photovoltaic. Conferenciante: Dieter Meissner. Prof. of Sustainable Energetics (Tallin University of Technology) / Crystasol (Chief Scientist, Founder). Autor: Dieter Meissner	21
Aceros avanzados de alto límite elástico para automoción y su relación con los tratamientos térmicos. Conferenciante: José M. ^a Cabrera. Universitat Politècnica de Catalunya. Autor: José M. ^a Cabrera	23
Estudio para la determinación de las curvas TTT en productos vítreos (vidriados y vitrocreámicos). Conferenciante: Jesús M. ^a Rincón. MNCN-CSIC, Madrid y Universidad Miguel Hernández (Elche). Autor: Jesús M. ^a Rincón	25

Laser Line Scan Modification of Metal and Alloy Surfaces. Conferenciante:
 Xermán de la Fuente. Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón (ICMA-
 CESIC). Autores: G. F. de la Fuente, H. Santos, L. A. Angurel, F. J. Trujillo,
 J. P. Espinós, A. R. González-Elípe, C. Gómez, A. Cubero, R. Navarro 27

Ponencias 29

Desarrollo de tamaño de grano fino mediante deformación en tibio en un acero
 microaleado para aplicaciones del sector de la automoción. Yaiza Montana,
 J. Arruabarrena, Z. Idoyaga, A. Izamendia 29

Modificación de las propiedades mecánicas de aleaciones Ti-Nb-Mo mediante
 fusión superficial por láser. Vicente Amigó Borrás, Ángel Vicente Escuder,
 José Manuel Amado, María José Tobar, Mauricio Viera 33

Estudio de la ductilidad de dos aleaciones Ni-Cr-Fe experimentales
 en función del tratamiento termomecánico. Mauel Carsí, Jaime Llana,
 Óscar A. Ruano, Félix Peñalba 37

Recubrimientos hidrofóbicos y anticorrosión depositados por vía química
 sobre aleaciones de aluminio. Rafael Rodríguez Trías, Pedro J. Rivero,
 Carlos Berlanga, Juan Deyo Maeztu, David Yurrit, Álvaro Iribarren,
 José F. Palacio 39

Influencia de la adición de Al_2O_3 sobre la estabilidad de la capa de lubricación
 y consumo energético de recubrimientos BiCrBSi depositados mediante
 proyección térmica (OF) y refundidos por llama (SFM). D. Leal Cano,
 K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera, D. Mon, L. Hueso 41

Dilatometric analysis during tempering of martensite and nanostructured
 bainite. Víctor Ruiz Jiménez, Francisca García Caballero,
 Carlos García-Mateo 47

Effect of the plastic strain on the bainitic transformation during ausforming
 treatments. Adriana Eres-Castellanos, Francisca G. Caballero,
 Carlos García-Mateo 51

Estudio de la fragilización por hidrógeno de la zona afectada térmicamente de un acero 42CrMo ₄ templado y revenido. Luis Borja Peral Martínez, Javier Belzunce, Cristina Rodríguez, Inés Fernández	55
Proceso de reparación de acero de carril mediante recargue por soldadura y validación mediante simulación numérica. Daniel Galán	59
Desarrollo de óxidos conductores transparentes (TCOs) mediante rutas químicas para su aplicación en tecnologías fotovoltaicas. Teodora Stoyanova Lyubenova, Diego Fraga, Alberto Bou, Ivan Calvet, Ester Barrachina, Juan B. Carda	63
Cerámicas bactericidas de alta reflectividad basadas en tintas sol-gel M-Ti (M = Ag, Cu) depositadas por serigrafía sobre cerámica vidriada. Guillermo Monrós Tomás, Sara Cerro Lloría, Arnau Monrós Andreu, Vicente Esteve Cano, Mario Llusar Vicent	65
Recubrimientos vítreos sobre bases metálicas. Luis M. Manzanares Juan	69
Obtención de recubrimientos tipo cermet verdes mediante proyección térmica. Sergi Dosta, M. Sarret, Irene García Cano	73
Optimización de los parámetros de temple y revenido para la precipitación de carburos secundarios del tipo M ₇ C ₃ y MC, eliminación de la austenita retenida y mejora de la resistencia al desgaste abrasivo en el acero de herramientas vanadis 10. Alejandro González Pociño, José Florentino Álvarez Antolín, Juan Asensio Lozano	75
Suspensiones acuosas con sacáridos para obtener recubrimientos multicomponente de TZ-3YS/Al ₂ O ₃ /SiC mediante proyección por plasma de suspensiones. Víctor Carnicer Cervera, María José Orts, Rodrigo Moreno, Enrique Sánchez	79
Modelización y optimación de los parámetros de la curva de Stribeck en función de la viscosidad del aceite lubricante en recubrimientos NiCrBSi con adiciones de Al ₂ O ₃ . D. Leal Cano, K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera, L. Hueso	81

Relación entre microestructura y propiedades mecánicas en aceros de bajo C y microaleados con Nb-V deformados intercríticamente. Nerea Isasti, U. Mayo, N. Isasti, J. M. Rodríguez Ibabe, P. Uranga	87
Efecto combinado de la temperatura y deformación plástica en aceros inoxidables ferríticos formadores de alúmina. C. Capdevila, J. Chao, V. Amigó	91
Comportamiento tribológico de recubrimientos DLC de altas prestaciones sobre aceros de herramientas. José Antonio García Lorente, Eneko Barba, Ivan Fernández, J. A. Santiago, José Fernández, Gonzalo G. Fuentes, Pedro Ribero	93
Optimización de la unión entre capa de trabajo y núcleo en cilindros de laminación dúplex, fabricados mediante colada centrífuga y empleados en el tren de bandas en caliente. Alberto Cofiño Villar, José Florentino Álvarez Antolín, Juan Asensio Lozano	95
Optimización de procesos térmicos para incrementar la resistencia al desgaste erosivo en fundiciones blancas hipoeutécticas altamente aleadas. Alejandro González Pociño, José Florentino Álvarez Antolín, Juan Asensio Lozano	99
Influencia de la adición de alúmina en recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama oxiacetilénica sobre la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento tribológico (curva de Stribeck). D. Leal Cano, K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera	103
Deformation and Mo, V Effect on Continuous Cooling Transformation Phases in an Ti-Nb Microalloyed Steel. David De Castro Mazariegos, David San Martín Fernández, Javier Vivas Méndez, Carlos Capdevila Montes	109
Role of Vanadium Carbides in Hydrogen Trapping and Desorption. Luis Borja Peral Martínez, Javier Belzunce, Alfredo Zafra	113

Optimización del tratamiento térmico en aleaciones Al-Si-Cu-Mg, con o sin deformación previa. Alberto Cofiño Villar, Mario Fernández García, José Florentino Álvarez Antolín, Juan Asensio Lozano	117
Tratamiento superficial de soportes vitrocerámicos para la obtención de propiedades ópticas y optoelectrónicas. Diego Fraga Chiva, Joan Montoro, Ester Barrachina, Teodora Stoyanova, Juan B. Carda	121
Revenido rápido de aceros martensíticos de estampación en caliente mediante láser. Oriol Artola Pla, Laura Galceran Oms, Marc Olavide Rubio	123
Nuevas tecnologías para el aceite de temple. Mickael Dulac	127
Ajuste de modelos de simulación a partir de ensayos experimentales de trabajo esencial de fractura en materiales poliméricos para aplicaciones biomédicas y de defensa. Francisco Javier Pascual Aranzana, Elena Ibarz Montaner, José Antonio Puértolas Rafales, Luis Gracia Villa	129
Efecto en la microestructura de la fusión por láser de aleaciones Ti-Nb. Vicente Amigó, Ángel Vicente Escuder, José Manuel Amado, María José Tobar, Francisco Segovia López	133
Análisis del efecto de la concentración de manganeso en aceros de temple y particionado (Q&P). Marcel Francisco Carpio Garza, Jessica Calvo, Omar García, Juan Pablo Pedraza, José María Cabrera	137
Otras actividades	139
Índice de autores	141

COMITÉS

Comité de honor

Dña. Amparo Marco (Excma. Alcaldesa de Castellón)

Dña. Eva Alcón (Excma. y Magfca. Rectora UJI, Castellón)

Comité Organizador

Iván Cervera; Presidente (UJI)

Begoña Andrés (FUE-UJI)

Kudama Habib (UJI)

Manuel Carsí (CENIM-CSIC)

Lluís Carreras (Tratamientos Térmicos Carreras)

Ángel Vicente (UP Valencia)

José Ribera (Invest Plasma)

Juan José Montoro (Asociación Técnicos Cerámicos- ATC)

Juan Carda (UJI)

Antonio Castelló (Cátedra Cerámica- UJI)

Carlos Capdevila (CENIM-CSIC)

Vicent Amigó (UP Valencia)

Laura Hueso Vallés (UJI)

Comité Científico

Kudama Habib, Presidente (UJI)

Iván Cervera (UJI)

José María Cabrera (Universitat Politècnica de Catalunya)

José Manuel Torralba Castelló (Universidad Carlos III de Madrid)

Manuel Carsí Cebrián (CENIM)

Vicente Amigó (Universitat Politècnica de València)

Rafael Rodríguez Trías (Universidad Pública de Navarra)

M.^a Teresa Pérez Prado (IMDEA)

José Antonio Odriozola (Universidad de Sevilla)

Juan Carda (UJI)

Xermán de la Fuente (ICMA)

Sergi Dosta (CPT)

Pilar Rey (AIMEN)

INTRODUCCIÓN

El Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie, TRATERMAT 2019, en su XVI edición, será celebrado en Castellón entre los días 19 al 21 de junio de 2019.

El congreso TRATERMAT nació con el objetivo de ser el punto de encuentro, a nivel nacional, entre toda la comunidad de especialistas en tratamientos térmicos y acabados superficiales, ya sean de ámbito investigador (universidades y centros tecnológicos o de investigación) o empresarial (como tratamentistas, proveedores y usuarios de productos finales).

En este Congreso, a lo largo de su historia, han ido desarrollándose y exponiéndose los avances tecnológicos referidos al campo de los materiales y, más concretamente, al de los tratamientos, siendo un referente en lo relativo a investigación, desarrollo y producción. En su XVI edición contará con un diverso grupo de especialistas de reconocido prestigio, que desarrollarán ampliamente esta temática, teniendo como objetivos:

- La exposición y explicación de las nuevas tendencias investigadoras en lo referido a tratamientos térmicos y acabados superficiales.
- El desarrollo de oportunidades de colaboración entre universidades, centros tecnológicos, empresas e instituciones.
- La exposición de las diferentes aplicaciones dentro de la industria de la actividad investigadora desarrollada en otras ediciones.

Su interés, por lo tanto, es general y está dirigido a profesionales que se dediquen directa o indirectamente a los tratamientos térmicos y superficiales, así como

a cient3ficos que basen su investigaci3n en ellos, y a estudiantes de las temáticas relacionadas.

IVÁN CERVERA GONZÁLEZ
DIRECTOR DEL CONGRESO

PATROCINADORES

ENTIDADES COLABORADORAS

Ajuntament de Vila-real

PROGRAMA

Miércoles 19 junio

8:30 - 9:00 Entrega de documentación

9:00 - 9:30 Inauguración del Congreso

9:30 - 10:15 Conferencia Plenaria: *Designing microstructures by additive manufacturing: the intrinsic heat treatment*

Conferenciante: M.^a Teresa Pérez Prado. IMDEA Materiales

10:15 - 10:35 Ponencia: *Desarrollo de tamaño de grano fino mediante deformación en tibio en un acero microaleado para aplicaciones del sector de la automoción*

*Conferenciante: Yaiza Montaña González. Ceit-IK4 y Tecnum,
Universidad de Navarra*

10:35 - 10:55 Ponencia: *Modificación de las propiedades mecánicas de aleaciones Ti-Nb-Mo mediante fusión superficial por láser*

Conferenciante: Vicente Amigó. Universitat Politècnica de València

10:55 - 11:30 Pausa café

11:30 - 11:50 Ponencia: *Estudio de la ductilidad de dos aleaciones Ni-Cr-Fe experimentales en función del tratamiento termomecánico*

Conferenciante: Manuel Carsí. CENIM-CSIC

11:50 - 12:10 Ponencia: *Recubrimientos hidrofóbicos y anticorrosión depositados por vía química sobre aleaciones de aluminio*

Conferenciante: José Antonio García Lorente. Universidad Pública de Navarra

12:10 - 12:30 Ponencia: *Influencia de la adición de alúmina en recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama oxiacetilénica sobre la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento tribológico (Curva de Stribeck)*

Conferenciante: David Leal Cano. Universitat Jaume I

12:30 - 12:50 Ponencia: *Dilatometric Analysis During Tempering of Martensite and Nanostructured Bainite*

Conferenciante: Víctor Ruiz. CSIC

12:50 - 13:10 Ponencia: *Effect of the plastic strain on the bainitic transformation during ausforming treatments*

Conferenciante: Adriana Eres Castellanos. CSIC

13:10 - 13:30 Ponencia: *Estudio de la fragilización por hidrógeno de la zona afectada térmicamente de un acero 42CrMo4 templado y revenido*

Conferenciante: Alfredo Zafra García. Universidad de Oviedo

13:30 - 13:50 Ponencia: *Proceso de reparación de acero de carril mediante recar-gue por soldadura y validación mediante simulación numérica*

Conferenciante: Daniel Galán. Universidad de Oviedo

13:50 - 15:15 Almuerzo trabajo (*)

15:15 - 16:00 Conferencia Plenaria: *Highly flexible single crystalline solar modules, the ideal solution for versatile building integrated photovoltaic*

Conferenciante: Dieter Meissner. Prof. of Sustainable Energetics (Tallin University of Technology) / Crystasol (Chief Scientist, Founder)

16:00 - 16:20 Ponencia: *Desarrollo de materiales a base de ZnO como capa ven-tana en superficies cerámicas fotovoltaicas*

Conferenciante: Teodora Stoyanova. Universitat Jaume I

16:20 - 16:40 Ponencia: *Cerámicas bactericidas de alta reflectividad basadas en tintas Sol-Gel M-Ti (M = Ag,Cu) depositadas por serigrafía sobre cerámica vidriada*

Conferenciante: Guillermo Monrós Tomás. Universitat Jaume I

16:40 - 17:00 Ponencia: *Recubrimientos vítreos sobre bases metálicas (Porcelain Enamels). Presente y Futuro de una técnica ancestral*

Conferenciante: Luis Mateo Manzanares. Ferro Spain

17:00 - 17:20 Ponencia: *Obtención de recubrimientos tipo cermet verdes mediante proyección térmica*

Conferenciante: Sergi Dosta. CPT Universitat de Barcelona

17:20 - 17:40 Ponencia: *Optimización de los parámetros de temple y revenido para la precipitación de carburos secundarios del tipo M_7C_3 y MC, eliminación de la austenita retenida y mejora de la resistencia al desgaste abrasivo en el acero de herramientas Vanadis 10*

Conferenciante: Alejandro González Pociño. Universidad de Oviedo

17:40 - 18:00 Ponencia: *Suspensiones acuosas con sacaridos para obtener recubrimientos multicomponente de TZ-3YS/ Al_2O_3 /SiC mediante proyección térmica por plasma de suspensiones*

Conferenciante: Victor Carnicer. Instituto Universitario de Tecnología Cerámica - Universitat Jaume I

18:00 - 18:20 Ponencia: *Modelización y optimización de los parámetros de la curva de Stribeck en función de la viscosidad del aceite lubricante en recubrimientos NiCrBSi con adiciones de Al_2O_3*

Conferenciante: David Leal Cano. Universitat Jaume I

Jueves 20 junio

9:30 - 10:15 Conferencia Plenaria: *Aceros avanzados de alto límite elástico para automoción y su relación con los tratamientos térmicos*

Conferenciante: José M.^a Cabrera. Universitat Politècnica de Catalunya

10:15 - 10:35 Ponencia: *Relación entre microestructura y propiedades mecánicas en aceros de bajo C y microaleados con Nb-V deformados intercríticamente*

Conferenciante: Nerea Isasti. Ceit y Tecnum, Universidad de Navarra

10:35 - 10:55 Ponencia: *Comportamiento Tribológico de recubrimientos DLC de altas prestaciones sobre aceros de herramientas*

Conferenciante: José Antonio García. Universidad Pública de Navarra

10:55 - 11:30 Pausa café

11:30 - 11:50 Ponencia: *Efecto combinado de la temperatura y deformación plástica en aceros inoxidables ferríticos formadores de alúmina*

Conferenciante: Carlos Capdevila. CENIM-Madrid

11:50 - 12:10 Ponencia: *Optimización de la unión entre capa de trabajo y núcleo en cilindros de laminación dúplex, fabricados mediante colada centrífuga y empleados en el tren de bandas en caliente*

Conferenciante: Alberto Cofiño Villar. Universidad de Oviedo

12:10 - 12:30 Ponencia: *Optimización de procesos térmicos para incrementar la resistencia al desgaste erosivo en fundiciones blancas hipoeutécticas altamente aleadas*

Conferenciante: Alejandro González Pociño. Universidad de Oviedo

12:30 - 12:50 Ponencia: *Influencia de la adición de Al_2O_3 sobre la estabilidad de la capa de lubricación y consumo energético de recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama (SFM)*

Conferenciante: David Leal Cano. Universitat Jaume I

12:50 - 13:10 Ponencia: *Deformation and Mo, V effect on continuous cooling transformation phases in an Ti-Nb microalloyed steel*

Conferenciante: David de Castro Mazariegos. CENIM

13:10 - 13:30 Ponencia: *Role of Vanadium carbides in hydrogen trapping and desorption*

Conferenciante: Luis Borja Peral. Universidad de Oviedo

13:30 - 13:50 Ponencia: *Optimización del tratamiento térmico en aleaciones Al-Si-Cu-Mg, con o sin deformación previa*

Conferenciante: Alberto Cofiño Villar. Universidad de Oviedo

13:50 - 15:15 Almuerzo trabajo (*)

15:15 - 16:00 Conferencia Plenaria: *Estudio para la determinación de las curvas TTT en productos vítreos (vidriados y vitrocreámicos)*

Conferenciante: Jesús M.^a Rincón. MNCN-CSIC, Madrid y Universidad Miguel Hernández (Elche)

16:00 - 16:20 Ponencia: *Tratamiento superficial de soportes vitrocerámicos para la obtención de propiedades ópticas y opto-electrónicas*

Conferenciante: Diego Fraga Chiva. Universitat Jaume I

19:30 Actividad social

21:00 Cena gala (**)

Viernes 21 junio

9:30 - 10:15 Conferencia Plenaria: *Laser Line Scan Modification of Metal and Alloy Surfaces*

Conferenciante: Xermán de la Fuente. Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón (ICMA-CESIC)

10:15 - 10:35 Ponencia: *Revenido rápido de aceros martensíticos de estampación en caliente mediante Láser*

Conferenciante: Oriol Artola Pla. Gestamp

10:35 - 10:55 Ponencia: *New technologies for oil quench, process improvements*

Conferenciante: Mickaël Dulac. European Business Development Manager - Heat Treatment; Houghton International Inc.

10:55 - 11:30 Pausa café

11:30 - 11:50 Ponencia: *Efecto en la microestructura de la fusión por láser de aleaciones Ti-Nb*

Conferenciante: Vicente Amigó. Universitat Politècnica de València

11:50 - 12:10 Ponencia: *Análisis del efecto de la concentración de manganeso en aceros de Temple y Particionado (Q&P)*

Conferenciante: Marcel Francisco Carpio. Universitat Politècnica de Catalunya

12:10 - 13:30 Mesa de discusión: *Nuevas fuentes energéticas para la industria de los tratamientos térmicos y superficiales*

Moderador: Kudama Habib. Universitat Jaume I

Intervienen: Juan V. Bono. ASEBEQ, Juan José Montoro. ATC, José Ribera. Invest Plasma, Luis Carreras. TT Carreras y Xermán de la Fuente, ICMA-CESIC

13:30 Clausura

CONFERENCIAS PLENARIAS

DESIGNING MICROSTRUCTURES BY ADDITIVE MANUFACTURING: THE INTRINSIC HEAT TREATMENT

Conferenciante

M.^a Teresa Pérez Prado. IMDEA Materiales

Autores

M.^a Teresa Pérez Prado, Carmen Cepeda-Jiménez, Omar Fergani, Clara Galera,
Arturo Martín, Javier Llorca, Marc Gardon

Palabras clave: Additive manufacturing, intrinsic heat treatment, metastable microstructures.

Resumen: Additive manufacturing (AM) is set out to have a transformational effect in many industries. However, even though the last few years have seen extraordinary advances in software and printing technologies, a number of material-related fundamental challenges remain that hinder the widespread use of additive manufacturing for production. Among them, the lack of understanding of processing-microstructure-property relationships and, in particular, the difficulty to rationalize the complex microstructures of AM processed components, stand out as a major unsolved issues. While there are many techniques within the umbrella of AM, selective laser melting (SLM) stands out as one of the most versatile and

widespread. This technology consists on the local melting of successive layers of powders by a powerful laser, guided by a previously selected 3D computer aided design. SLM involves a complex heat treatment sequence, which leads to a wide range of microstructures. The latter are, to date, mostly widely unknown. In particular, laser processing of the first powder layer involves rapid heating and cooling at rates that range from 103 to 108 K/s, and significant thermal gradients comprised between 104 and 107 K/cm. Melting of successive layers also leads to thermal cycling of the powders that are underneath, which are said to undergo an «intrinsic heat treatment». The conditions of the latter are highly dependent on processing parameters such as the laser power, the scan rate, the scanning strategy, the layer thickness, or the hatch distance. It is, to date, impossible to predict accurately the thermal processing sequence to which a specific powder layer is subjected as a function of the processing parameters. The intrinsic heat treatment during SLM leads to microstructures that are widely different from those obtained following heat treatments within equilibrium conditions. Fig. 1 illustrates, for example, the microstructure of a 7075 alloys processed by SLM. This talk will review several examples of microstructures developed during selective laser melting of metallic alloys, including a high strength aluminum alloy, a stainless steel, and the superalloy Inconel 718.

FIGURA 1. Microstructure of a Al 7075 alloy processed by selective laser melting. The building direction is parallel to the horizontal direction

HIGHLY FLEXIBLE SINGLE CRYSTALLINE SOLAR MODULES, THE IDEAL SOLUTION FOR VERSATILE BUILDING INTEGRATED PHOTOVOLTAIC

Conferenciante

Dieter Meissner. Prof. of Sustainable Energetics
(Tallin University of Technology) / Crystasol (Chief Scientist, Founder)

Autor

Dieter Meissner

Resumen: An entirely new type of flexible photovoltaic technology has been developed. The patented technology combines the advantages of high efficiency single-crystalline materials and low cost roll-to-roll production. The technology is based on decades of research for the Russian military and Philips semiconductor know-how from the 1960s. The core innovation is the light absorbing layer made of a patented new crystalline semiconductor powder. The light absorbing active layer of the film is made of crystalline semiconductor particles with a typical diameter of 40 μm arranged as a single layer fixed by a polymer film. The semiconductor particles contain the abundant and low-cost elements copper, zinc, tin, sulphur, and selenium (CZTS). Every semiconductor particle is coated with an extremely thin buffer layer to create the p/n junction. Before the crystalline powder enters the module production it is already a finished working solar cell. The module production process is based on roll-to-roll technology ensuring high throughput and yield similar to the printing industry. Consequently, the required

investment in crystalsol's manufacturing equipment is significantly below current capital requirements for photovoltaic plants. Main reason is the elimination of vacuum technology for the active layer and the low process temperatures. Due to the characteristics of crystalsol's technology upscaling issues – common for thin film technologies – are minimized. As every semiconductor particle is a tiny photovoltaic cell it does not make a difference how large the finished film is. This is an advantage compared to all thin film technologies where all upscaling to larger areas requires costly and time consuming development.

Advantages compared to established photovoltaic technologies: new type of unsealed photovoltaic film for end product integration; flexible and lightweight polymer encapsulation; versatile applications in building integration and consumer products based on custom made sizes and shapes; abundant, non-toxic raw materials copper, zinc, tin, sulphur and selenium as active layer; low cost because of continuous, high throughput roll-to-roll production process from raw materials to finished products; long-term stability due to single crystalline semiconductor structure.

ACEROS AVANZADOS DE ALTO LÍMITE ELÁSTICO PARA AUTOMOCIÓN Y SU RELACIÓN CON LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Conferenciante

José M.^a Cabrera. Universitat Politècnica de Catalunya

Autor

José M.^a Cabrera

Resumen: En los últimos años, y con el objetivo de reducir peso en los componentes estructurales del automóvil, se ha producido tal desarrollo de aceros, que el 75 % de los aceros que se usan hoy en día en chapa de automóvil, ni tan siquiera existían hace 25 años. Aunque conceptualmente estos nuevos aceros son relativamente fáciles de entender, su aplicación industrial ha necesitado de la aplicación de tratamientos térmicos controlados y en continuo. Gracias a ello, se pueden conseguir en chapas de acero, de manera homogénea y en grandes cantidades, aceros de propiedades mecánicas insospechadas hace pocos años.

La presente comunicación efectúa un repaso por estos aceros avanzados de alto límite elástico, haciendo especial énfasis en como las propiedades mecánicas se alcanzan gracias a los tratamientos térmicos que se les imparten, proporcionando no tan solo resistencia mecánica sino ductilidades y tenacidades mejoradas. Así se incluirán en el análisis los aceros DP, los aceros TRIP, los aceros CP, los aceros de estampación en caliente, los aceros Q&P, entre otros.

ESTUDIO PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS CURVAS TTT EN PRODUCTOS VÍTREOS (VIDRIADOS Y VITROCREÁMICOS)

Conferenciante

Jesús M.^a Rincón. MNCN-CSIC, Madrid y Universidad
Miguel Hernández (Elche)

Autor

Jesús M.^a Rincón

Resumen: La obtención de materiales de naturaleza vitrocerámica, tanto si lo son en volumen como sinterizados, o bien en forma de vidriado para la producción de pavimentos y revestimientos cerámicos, exige de un conocimiento lo más preciso posible del proceso de nucleación y crecimiento de fases cristalinas, para conferir al producto final las propiedades que se requieren para su aplicación concreta en sistemas constructivos.

La obtención de productos vítreos está íntimamente relacionada con la velocidad de enfriamiento de un fundido y, al mismo tiempo, la velocidad de cristalización posterior está condicionada por dos etapas: nucleación + crecimiento cristalino. Ambos son fenómenos cinéticos que están íntimamente ligados a las temperaturas del proceso en cada una de estas etapas. Por tanto, es fundamental conocer la determinación de las curvas TTT (o de Transformación-Temperatura-Tiempo) para el control de producción de los materiales vítreos.

A lo largo de décadas pasadas se ha implementado una metodología para la determinación de este tipo de curvas en vidrios de todo tipo: de basalto, de vidrios que contenían litio a partir de residuos minerales, de vidrios sintéticos de composiciones micáceas, etc., por lo que se expone la metodología seguida, las

dificultades que presenta y los resultados obtenidos con vistas a la obtención tanto de vidriados de tipo vitrocerámico (que implican un proceso de sinterización de capas finas sobre un soporte cerámico), como de vitrocerámicos en volumen como sinterizados de varios tipos (sintéticos y desde residuos). Por último, por su reciente interés se comentan los resultados de la obtención de curvas TTT en el caso de vidrios obtenidos en microondas, respecto a los de fusión tradicional.

LASER LINE SCAN MODIFICATION OF METAL AND ALLOY SURFACES

Conferenciante

Xermán de la Fuente. Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón
(ICMA-CESIC)

Autores

G. F. de la Fuente, H. Santos, L. A. Angurel, F. J. Trujillo, J. P. Espinós,
A. R. González-Elípe, C. Gómez, A. Cubero, R. Navarro

Lasers have been used for several decades, since their invention more than 50 years ago, to transform materials. Many of these processes were intelligently envisioned even for the early solid state and gas lasers initially available.

Needless to say that ideas went ahead of the time, as electronics, computer science and thus lasers, still needed considerable developments before lasers could become the present tools that are nowadays available in laboratories and industrial processes.

Lasers interact with materials in diverse ways, depending on the laser emission characteristics and on the material properties, particularly its surface condition. The most common uses of lasers are based on melting and ablation phenomena. Melting is typically used in metal cutting and welding, while ablation is used in surface structuring and desorption (cleaning), although it would be rather short-sighted to envision lasers as tools which can either only melt or ablate material surfaces.

Examples of laser melting and ablation processes will be reviewed in order to highlight essential aspects of how lasers interact with materials, as well as to explore some of the outstanding possibilities that lasers have to offer in terms of qualitative innovations in materials surface processing.

PONENCIAS

DESARROLLO DE TAMAÑO DE GRANO FINO MEDIANTE DEFORMACIÓN EN TIBIO EN UN ACERO MICROALEADO PARA APLICACIONES DEL SECTOR DE LA AUTOMOCIÓN

Yaiza Montana, J. Arruabarrena, Z. Idoyaga, A. Izamendia

Palabras clave: Acero microaleado, ferrita-perlita, deformación en tibio, grano ultrafino, EBSD.

Keywords: Microalloyed Steel, Ferrite-Perlite, Warm Deformation, Ultrafine Grain, EBSD.

Resumen: Los elevados requerimientos impuestos por el sector de la automoción en la utilización del acero han promovido la investigación y desarrollo de las nuevas generaciones de aceros de elevada resistencia mecánica. Existen diversos mecanismos para alcanzarla, aunque solo la aproximación a través del afino del tamaño de grano permite el incremento de la resistencia sin comprometer la tenacidad. No obstante, únicamente en el régimen de tamaño de grano submicrométrico se llegan a alcanzar resistencias mecánicas muy elevadas.

Actualmente existen diversos métodos que favorecen el desarrollo de microestructuras de tamaño ultrafino, los cuales se agrupan o bien en el conjunto de técnicas conocidas como de Deformación Plástica Severa (SPD), o bien en el de Procesos Termomecánicos Avanzados. En este segundo grupo se engloba la laminación en tibio calibr (WCR), mediante la cual la deformación se aplica por debajo de la temperatura A₁, en el rango ferrítico. Mediante este proceso, se han conseguido desarrollar aceros ultrafinos cuando la deformación en tibio (500-700 °C)

supera aproximadamente 3.¹ A nivel industrial, las instalaciones actuales no permiten la aplicación de deformaciones tan elevadas en una única pasada, por lo que resulta indispensable intensificar esfuerzos en el estudio de la aplicación de secuencias multipasada en la laminación en tibio. En estas condiciones, la acumulación de elevadas deformaciones, además de facilitar el desarrollo del grano ultrafino, se ha observado que induce la esferoidización de la cementita para ciertas condiciones en aceros con contenido de carbono medio.^{2,3} De esta manera se podrían evitar los costosos tratamientos de recocido o temple y revenido asociados a la laminación en caliente, imprescindibles para mejorar la ductilidad del acero a través de la dispersión de dicha fase. En el presente trabajo se recoge el estudio realizado en muestras sometidas a ensayo de compresión uniaxial de una única pasada hasta deformación 1 en el rango de temperaturas entre 600 y 700 °C. El material empleado es un acero microaleado de contenido en carbono medio (0.53%C-0.84%Mn-0.32%Si-0.13%V-0.02%Nb) procedente de barra laminada en caliente.

La microestructura inicial es una estructura ferrito-perlítica. La caracterización de las muestras se ha realizado mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, además de la técnica de difracción de electrones retrodispersados, EBSD, lo que ha permitido el estudio del carácter de junta de grano y de la evolución del tamaño de grano de ferrita bajo diferentes condiciones de procesamiento termomecánico. Las variables consideradas han sido: temperatura, velocidad de deformación y velocidad de enfriamiento. Se han aplicado además tratamientos térmicos tras deformación lo que ha permitido, asimismo, el estudio de la evolución de la perlita y su grado de esferoidización. A través de la medida de durezas se ha monitorizado el grado de ablandamiento sufrido por el material, y el conjunto de técnicas empleadas ha permitido finalmente determinar los mecanismos de regeneración de la microestructura operantes, así como la identificación de las variables termomecánicas que, en mayor grado, parece, pudieran contribuir a la consecución de microestructuras de tamaño de grano fino. A modo de ejemplo, en la figura 1 se muestra un conjunto de microestructuras representativas de las diferentes condiciones de deformación y tratamiento térmico empleadas en este trabajo.

1. Akio Ohmori, Shiro Torizuka, Kotobu Nagai, Naoshi Koseki y Yasuo Kogo. 2004. «Effect of Deformation Temperature and Strain Rate on Evolution of Ultrafine Grained Structure through Single-Pass Large-Strain Warm Deformation in a Low Carbon Steel». *Materials Transactions* 45 (7): 2224-2231.

2. Lydia Storojeva, Radko Kaspar y Dirk Ponge. 2004. «Effects of Heavy Warm Deformation on Microstructure and Mechanical Properties of a Medium Carbon Ferritic-Pearlitic Steel». *ISIJ International* 44 (7): 1211-1216.

3. Jon Arruabarrena, Beatriz López y José M.^a Rodríguez-Ibabe. 2014. «Influence of Prior Warm Deformation on Cementite Spheroidization Process in a Low-Alloy Medium Carbon Steel». *Metallurgical and Materials Transactions A* 45A: 1470-1484.

FIGURA 1. Micrografía óptica del material de partida. (b) Mapa de EBSD de juntas de bajo (en rojo) y alto ángulo (en negro) de una muestra ensayada a 600 °C, con velocidad de deformación 10 s-1 y velocidad de enfriamiento 50 K/s. (c) Micrografía de FEG-SEM de una muestra ensayada a 600 °C, con velocidad de deformación 10 s-1 y tratada térmicamente a 600 °C durante 30 min.

(d) Mapa de juntas de una muestra ensayada a 700 °C, con velocidad de deformación 1 s-1 y tratada térmicamente a 700 °C durante 10 min

En la figura 2 se representa la evolución de la densidad de junta de grano haciendo distinción entre las de bajo (2° - 15°) y alto ángulo ($>15^\circ$) y del nivel de dureza para diferentes condiciones. El reparto de la deformación ha resultado clave ya que da lugar a heterogeneidad en el desarrollo de la microestructura a nivel incluso de colonias de perlita adyacentes diferentemente orientadas respecto de la dirección de aplicación de la carga. Asimismo, la deformación acumulada no resulta suficiente para completar procesos de recrystalización que den lugar a una microestructura homogénea de grano fino.

FIGURA 2. Medida de la densidad de junta de grano y dureza para diferentes condiciones de procesamiento termomecánico. En negro: densidad de junta de alto ángulo, HAGB; en rojo: densidad de junta de bajo ángulo, LAGB

En este sentido, este trabajo, que se enmarca en un proyecto de investigación europeo⁴ y constituye el bloque de resultados correspondiente a la aplicación de deformación en una única pasada, tiene continuidad en nuevos desarrollos que permitirán analizar el efecto de secuencias multipasada con las que se alcanzará una mayor deformación acumulada. Finalmente, una vez optimizadas las condiciones, se procederá a la simulación de laminación en tibio calibrer en planta piloto.

4. La investigación llevada a cabo ha recibido financiación del Programa de Investigación de la Unión Europea del Fondo de Investigación del Carbón y del Acero bajo el acuerdo RFCS-RPJ-2015-709828.

MODIFICACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ALEACIONES Ti-Nb-Mo MEDIANTE FUSIÓN SUPERFICIAL POR LÁSER

Vicente Amigó Borrás, Ángel Vicente Escuder, José Manuel Amado,
María José Tobar, Mauricio Viera

Palabras clave: Titanio, Ti-Nb-Mo, fusión superficial por láser, pulvimetalurgia, propiedades mecánicas.

Keywords: Titanium, Ti-Nb, laser surface melting powder metallurgy, mechanical properties.

Resumen: En aplicaciones donde la biocompatibilidad del material es esencial, se utiliza en mayor medida el titanio y sus aleaciones. Además de la aleación Ti-6Al-4V, mayormente utilizada en la actualidad, toman importancia las aleaciones con Nb o con Mo. Se considera que estos dos elementos son importantes estabilizadores de la fase b Ti, siempre y cuando se alcancen valores de molibdeno equivalente del 15 % en peso. En esta investigación trabajaremos con aleaciones ternarias Ti-Nb-Mo con un Mo equivalente semejante que varían el contenido de los elementos de aleación para conformar por pulvimetalurgia convencional aleaciones Ti-13Nb-12Mo, Ti-20Nb-10Mo, Ti-27Nb-8Mo y Ti-35Nb-6Mo. Sin embargo, la falta de homogeneidad en la composición de la aleación, pues el alto contenido en elementos refractarios no permite la difusión completa en el titanio, puede presentar a nivel superficial diferencias en su comportamiento químico, Por ello se tratan las superficies mediante láser para refundir una fina capa que permita, por una parte, homogeneizar las aleaciones en superficie y además cerrar la porosidad abierta existente. Con ello se pretende conseguir una mayor capacidad de deformación en la superficie y evitar los problemas de fisuración que pudieran provocar una rotura prematura en condiciones de flexión, y sobre todo de fatiga.

La fusión superficial por láser se ha realizado con un láser de estado sólido Nd-YAG en modo continuo, de longitud de onda 1064 nm y una distancia al plano de trabajo de 10 mm. El haz se ha desfocalizado para obtener un diámetro en la pieza de 2 mm. Se han utilizado potencias de 1000, 1500 y 2000 W, con distintas velocidades, para obtener cordones que se han caracterizados mediante microscopía óptica, figura 1. Se han seleccionado para cada una de las aleaciones los cordones más adecuados para finalmente realizar fusiones completas de las dos superficies amplias de probetas sinterizadas de 30 x 12 x 5 mm. Las potencias finalmente seleccionadas son de 1000 y 1500 W con velocidades que permiten trabajar con dos energías diferentes, de 50 y 75 J/mm². Las propiedades mecánicas se han determinado mediante ensayos de flexión a tres puntos y microdureza relacionando estas propiedades con la diferente microestructura obtenida en cada una de las aleaciones.

FIGURA 1. Evaluación microestructural de los cordones realizados para la aleación Ti-35Nb-6Mo

El tratamiento por láser ha permitido paliar parte de los problemas originados por la técnica pulvimetalúrgica. Especialmente el cierre de la porosidad abierta y sobre todo la homogeneidad superficial en la composición química de la aleación que ha permitido estabilizar la fase β , tal como se aprecia en la figura 2. Las imágenes FSD (Forward Scatter Detector) permiten observar esta homogeneidad y el cierre de la porosidad con reducciones superiores al 50 % de la misma, tabla 1, cuando 1500 W de potencia del láser en la aleación $Ti_{20}Nb_{10}Mo$, o 1000 W de potencia en las aleaciones $Ti_{27}Nb_8Mo$ y $Ti_{35}Nb_6Mo$. En las imágenes de figura

inversa de polos se aprecia la formación de granos columnares que arrancan desde la zona afectada por el calor con la orientación que disponían los granos subyacentes. En las imágenes de distribución de fases se constata la formación de fase α'' que, aunque aparece en todas las aleaciones, resulta mucho más importante en la aleación $\text{Ti}_{27}\text{Nb}_8\text{Mo}$.

FIGURA 2

El tratamiento por láser también, tal como se recoge en la tabla 1, disminuir el módulo de elasticidad de las piezas en un 20 % para la aleación $\text{Ti}_{13}\text{Nb}_{12}\text{Mo}$, el 18 % en el $\text{Ti}_{20}\text{Nb}_{10}\text{Mo}$, cerca del 4 % en la aleación $\text{Ti}_{27}\text{Nb}_8\text{Mo}$ y de algo más del 10 % en la aleación $\text{Ti}_{35}\text{Nb}_6\text{Mo}$, alcanzando valores de 64 GPa, debido principalmente a la formación de la martensita α'' , lo que confirma el interés por este tipo de tratamientos superficiales en las aleaciones βTi y especialmente en aplicaciones donde se requiera de un módulo elástico bajo. Además, ha permitido

mejorar sustancialmente la capacidad de deformaci3n plástica de las aleaciones, con respecto a sus propiedades tras la sinterizaci3n de las piezas, aunque en las aleaciones de mayor contenido en niobio la resistencia máxima a flexi3n disminuya de manera importante en algunas condiciones de procesado con láser. La aleaci3n $Ti_{27}Nb_8Mo$, ya en su estado sinterizada, presenta la mayor resistencia mecánica y un módulo de elasticidad semejante al obtenido en la aleaci3n $Ti_{35}Nb_6Mo$. Pero es tras el tratamiento superficial por láser cuando adquiere mayores diferencias con el resto de aleaciones pues sigue presentando las resistencias más elevadas (1400-1500 MPa) con deformaciones plásticas igualmente elevadas para estos productos, de 7.6 y 7.1 % dependiendo de las condiciones de procesado, mientras su módulo de elasticidad se mantiene en los 69-70 GPa. Por ello, aunque algunas aleaciones muestran algunas pérdidas en sus propiedades mecánicas, todas ellas presentan una disminuci3n de su módulo elástico y un aumento significativo en el comportamiento plástico de la pieza final.

TABLA 1. Parámetros del proceso láser utilizados en la fusi3n de las superficies de las probetas sinterizadas, con las propiedades mecánicas obtenidas tras los ensayos de ultrasonidos y flexi3n a tres puntos.

Aleaci3n	Potencia (W)	Velocidad (mm/s)	Energía (J/mm ²)	Solape (%)	Reducci3n porosidad (%)	M3dulo elástico (GPa)	R _{max} (MPa)	Def. max (%)
Ti13Nb12Mo	Sinterizada					96,0	1235	
	1000	10	50	40	21	76,8	1318	4,3
	1500	15	50	50	39	76,3	1613	5,2
Ti20Nb10Mo	Sinterizada					87,4	824	
	1000	10	50	40	43	74,3	1329	5,7
	1500	15	50	50	63	71,2	882	2,6
Ti27Nb8Mo	Sinterizada					72,0	1679	
	1500	15	50	50	38	70,8	1532	7,6
	1000	6,67	75	40	65	69,3	1467	7,1
Ti35Nb6Mo	Sinterizada					72,0	1142	
	1500	15	50	50	34	64,8	727	3,5
	1000	6,67	75	40	47	64,0	1141	5,3

Nuestro agradecimiento a la Consellería d'Educaci3n, Investigaci3n, Cultura i Esports de la Generalitat Valenciana por su financi3n a trav3s del proyecto PROMETEO2016/040.

ESTUDIO DE LA DUCTILIDAD DE DOS ALEACIONES NI-CR-FE EXPERIMENTALES EN FUNCIÓN DEL TRATAMIENTO TERMOMECAÍNICO

Mauel Carsí, Jaime Llana , Óscar A. Ruano, Félix Peñalba

Palabras clave: Ductilidad, superaleaciones, torsión. Ductility, superalloys, torsion.

Resumen: Se realiza un estudio de la ductilidad en caliente de dos aleaciones experimentales, una tipo UNS N08800 (base hierro) y la otra UNS N08825 con un elevado contenido en nitrógeno con el objetivo de conseguir las mismas propiedades mecánicas de las aleaciones comerciales pero situando la composición en la zona baja de la horquilla. Se pretende alcanzar dichas propiedades mediante la creación de carburos y, sobre todo carbonitruros que eleven la resistencia sin menoscabo de la ductilidad ya que, de por si, estas aleaciones no son especialmente dúctiles. La composición de la aleación base hierro fue en % en masa: 30 % Ni – 19 % Cr – 0,8 % Mn – 0,5 % Al – 0,5 % Ti – 0,45 % Si – 0,12 % C – 0,01 % N. La segunda aleación dio la composición (% en masa): 38.07 Ni – 20.6 Cr – 0,58 Mn – 0,5 Al – 0,9 Ti – 0,1 Si – 0,03 C – 0,009 N, balance de Fe. Para constatar las características de los materiales en frío se realizaron ensayos de tracción que proporcionaron valores comparables a los máximos de catálogo de las aleaciones base.

La estructura obtenida presenta algunas partículas de tamaño excesivo, carburos y carbonitruros de titanio que, probablemente disminuyen la ductilidad del material. A pesar de ello la ductilidad es aceptable en frío por lo que se realizaron ensayos de torsión en caliente que confirmaron que las propiedades de ambas aleaciones eran comparables o superiores a las comerciales, lo que conjuntamente con las características obtenidas para el conformado permiten determinar como temperaturas óptimas de conformado 1266 °C y 1173 °C respectivamente.

RECUBRIMIENTOS HIDROFÓBICOS Y ANTICORROSIÓN DEPOSITADOS POR VÍA QUÍMICA SOBRE ALEACIONES DE ALUMINIO

Rafael Rodríguez Trías, Pedro J. Rivero, Carlos Berlanga, Juan Deyo Maeztu,
David Yurrit, Álvaro Iribarren, José F. Palacio

Palabras clave: Recubrimientos, sol-gel, dip coating, electrospinning, hidrofobicidad, antihielo, corrosión. Coatings, sol-gel, dip coating, electrospinning, hydrophobicity, anti-ice, corrosion.

Resumen: Diversas estructuras que tienen que trabajar a la intemperie, en condiciones de baja temperatura y alta humedad como palas de aerogeneradores, tendidos eléctricos o aeronaves se enfrentan al problema del crecimiento de capas de hielo que pueden tener consecuencias catastróficas. En el caso de aviones y otras aeronaves, cuando las superficies por proteger son de carácter metálico, la solución que se aplique tiene que tener en cuenta también el comportamiento frente a la corrosión de las aleaciones recubiertas. El presente trabajo recopila algunos de los resultados obtenidos dentro del proyecto TRA2013-48603-C4 HELADA en el que se desarrollaron diversos recubrimientos depositados por técnicas químicas (Dip Coating y Electrospinning) sobre aleación de aluminio AA6061-T6. Capas y multicapas de matriz polimérica (siliconas y otros polímeros como PFAS, PAA, PVC o PS), con y sin dopaje de nanopartículas tipo óxido metálico y con distintos postratamientos, fueron depositadas sobre probetas planas de AA6061 y examinadas mediante FE-SEM, EDS y GD-OES. Las muestras así recubiertas fueron sometidas a ensayos de ángulo de contacto para medir su grado de hidrofobicidad, así como a ensayos de corrosión (polarización y de impedancia electroquímica) para evaluar el efecto de los recubrimientos y las nanopartículas. Se obtuvieron ángulos de contacto entre la hidrofobicidad y superhidrofobicidad para muchas de las combinaciones ensayadas, así como aumentos notables de la

resistencia a la corrosión, dependiendo de la naturaleza de la matriz y las nanopartículas del recubrimiento. Finalmente, los primeros ensayos de formación de hielo en túnel aerodinámico y de adherencia de las capas de hielo formadas muestran mejoras significativas, aunque todavía quedan problemas por resolver de cara a una aplicación práctica a escala industrial.

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE Al_2O_3 SOBRE LA ESTABILIDAD DE LA CAPA DE LUBRICACIÓN Y CONSUMO ENERGÉTICO DE RECUBRIMIENTOS NiCrBSi DEPOSITADOS MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA (OF) Y REFUNDIDOS POR LLAMA (SFM)

D. Leal Cano, K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera, D. Mon, L. Hueso

Palabras clave: NiCrBSi, Al_2O_3 , proyección térmica (OF), fricción, consumo energético.

Resumen: El objeto de este trabajo, consiste en estudiar la influencia de la adición del 10 % de Al_2O_3 microestructurada en recubrimientos (NiCrBSi, 16 % Cr) sobre el coeficiente de rozamiento y consumo energético en medios lubricados. Estos recubrimientos son depositados mediante la técnica de proyección térmica por llama (OF) y refusión por llama (SFM) sobre un sustrato de acero inoxidable (AISI 304) con dimensiones de 18 × 8mm de diámetro. La superficie transversal de uno de los extremos del pin de los sustratos fue chorreada con partículas de corindón para obtener una rugosidad superficial óptima con la finalidad de aumentar la adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado. Tras el proceso de proyección térmica se refundió con la técnica de llama oxiacetilénica (SFM) consiguiendo una mayor calidad en el acabado superficial del recubrimiento obteniendo un espesor final de 1.5 mm.

Los ensayos a fricción se llevaron a cabo en un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P empleando el sistema ‘pin on disk’ a temperatura ambiental utilizando los siguientes parámetros de ensayo: cargas aplicadas (3, 6, 9, 15 y 20 N) y velocidades (0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198 m/s.) El par rozante está definido por los recubrimientos NiCrBSi con y sin adiciones de Al_2O_3

con durezas de (891 y 986) Hv/200/15 respectivamente con una rugosidad media de $0.11\mu\text{m}$ y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido, con unas dimensiones de 100 mm de diámetro por 5 mm de espesor con una dureza de 930 Hv/200/15 y rugosidad superficial media de $0.19\mu\text{m}$. Se empleó 5 ml de aceite lubricante denominado (Cut-Max 110 Houghton) con una viscosidad cinemática a 40° de 100cSt y una densidad a 15° de 0.880 gr/cm^3 .

Tras analizar los ensayos de fricción del recubrimiento NiCrBSi (véanse figs. 1 y 2), resulta tener menor estabilidad en la capa de lubricación como consecuencia de las altas cargas utilizadas y bajas velocidades (20 N y 10 rpm) obteniendo valores medios del coeficiente de rozamiento de 0.118, esto se debe al incremento de la carga de trabajo disminuyendo el espesor de la capa de lubricante provocando un mayor contacto entre las asperezas de las dos superficies del par rozante adaptándose la superficie más blanda al más duro, (NiCrBSi y acero F-5220). En condiciones severas de trabajo, las asperezas de la superficie del recubrimiento de NiCrBSi son aplastadas por el disco de acero F-5220 debido a su mayor dureza experimentando elevadas deformaciones plásticas pudiendo provocar microsoldaduras formadas por la iteración entre las asperezas de las dos superficies adhiriéndose parte del material blando al más duro. Por lo contrario, la estabilidad del lubricante mejora aplicando bajas cargas y altas velocidades (3 N y 60 rpm) obteniendo valores medios de rozamiento del 0.063 consiguiendo un mayor aislamiento entre las asperezas de las dos superficies debido al aumento del espesor del lubricante. Por lo contrario la estabilidad de la capa de lubricante desarrollada en el par rozante NiCrBSi con el 10 % de Al_2O_3 y disco de acero F-5220 (véanse figs.1 y 2) se ve afectada con cargas de trabajo de 20 N y velocidad de 10 rpm adquiriendo valores medios del coeficiente de rozamiento de 0.123 debido a las pequeñas variaciones de durezas entre el pin y el disco provocando deformaciones elásticas entre las asperezas de las dos superficies en contacto desarrollando mayores fuerzas tangenciales y por lo tanto mayor resistencia al movimiento, mientras que a bajas cargas de trabajo y altas velocidades (3 N y 60 rpm) respectivamente mejora la estabilidad de lubricación separando las dos superficies en contacto aumentando así el espesor del lubricante disminuyendo el coeficiente de rozamiento hasta un 0.070.

Para el cálculo del consumo energético (véase fig. 3) debido a la fricción entre las dos superficies en contacto del par rozante se utilizó la siguiente expresión:

$$\text{CEf} = 0.03077 \cdot \mu \cdot W \cdot 0.101937 \cdot 2 \cdot \pi \cdot R \cdot (n/60) = \text{Nm/s} = w$$

Donde ' μ ' es el coeficiente de rozamiento, ' W ' la carga aplicada en (N), ' R ' el radio desde el centro al pin en (m), ' n ' número de vueltas del disco. Considerando el caso más desfavorable de los ensayos realizados, altas cargas de trabajo en este caso 20 N, se calculó el consumo de energía provocado por la fricción entre las dos superficies en contacto de los recubrimientos de NiCrBSi con y sin Al_2O_3 y el disco F-5220 que es función directa del coeficiente de rozamiento obtenido tras los ensayos en medio lubricado, resultando tener mayores pérdidas por fricción los recubrimientos de NiCrBSi con el 10 % de Al_2O_3 de hasta ' $0.00529 w$ ' con respecto a los recubrimientos de NiCrBSi ' $0.00514 w$ '.

CONCLUSIONES

Los recubrimientos NiCrBSi con el 10 % de Al_2O_3 aumenta su microdurezas media hasta un 10.7 % con respecto al recubrimiento NiCrBSi.

Los recubrimientos de NiCrBSi tiene mayor estabilidad y mojabilidad de la capa de lubricación en todos los rangos de velocidades y cargas aplicadas con respecto a los recubrimiento NiCrBSi con el 10 % Al_2O_3 , esto es debido a la variación de durezas entre el pin y el disco siendo el pin más blando, el cual se desarrollan deformaciones plásticas entre las asperezas de las superficies en contacto del par rozante adaptándose la superficie del pin a la del disco obteniendo menores valores de rozamiento.

Los recubrimientos NiCrBSi con el 10 % de Al_2O_3 , desarrollan un mayor consumo energético hasta el 2.91 % con respecto a los recubrimientos de NiCrBSi producto de la fricción entre la iteración de las dos superficies en contacto del par rozante debido a sus altos valores de rozamiento con respecto a los recubrimientos de menor dureza NiCrBSi.

FIGURA 1. Correlación del coeficiente de rozamiento con la velocidad (rpm) con diferentes cargas de trabajo del par rozante NiCrBSi con y sin adición de alúmina (R2', R2) y el disco de acero F-5220

FIGURA 2. Correlación del coeficiente de rozamiento con la carga aplicada (N) con diferentes velocidades de trabajo del par rozante NiCrBSi con y sin adición de alúmina (R2', R2) y el disco de acero F-5220

FIGURA 3. Consumo energético provocado por la fricción del par rozante a una carga de 20N a diferentes velocidades

REFERENCIAS

- K. A. Habib, D. L. Cano, C. T. Caudet, M. S. Damra, I. Cervera, J. Bellés y P. Ortells. 2017. «Influence of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings». ISSN 1059-9495, *JMEPEG*, vol. 26 (1): 1647-1656.
- K. A. Habib, D. L. Cano, J. A. Heredia y J. S. Mira. 2019. «Effect of post-coating technique on microestructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings». ISSN 0257-8972, *Surface and Coatings Technology*, vol. 358.

DILATOMETRIC ANALYSIS DURING TEMPERING OF MARTENSITE AND NANOSTRUCTURED BAINITE

Víctor Ruiz Jiménez, Francisca García Caballero, Carlos García-Mateo

Palabras clave: Tempering, bainite, martensite, atomic volumes, cementite precipitation. Revenido, bainita, martensita, volúmenes atómicos, precipitación de cementita.

Resumen: Tempering heat treatments are commonly used in steels with elevated hardness and fragility with the aim of varying their mechanical properties by decreasing the residual stress and also reducing the matrix carbon supersaturation by means of controlled precipitation, secondary hardening. The final outcome usually is an increase in ductility and toughness scarifying only small levels of strength as compared to the as quench microstructure. To obtain the desired secondary hardening effect, it is necessary to control the tempering conditions and to include, in the chemical composition of the steels, judicious quantities of strong carbonitride and intermetallic forming elements as Mo, V and Cr.

In this work, different techniques were used to perform a comparison study of the tempering behaviour between martensitic and bainitic microstructures developed in two specifically designed bainitic steels with medium C (0.6 wt.%), high Si (>1.5wt%) and V and Mo additions.

It is important to keep in mind that during tempering of bainitic or martensitic steels, the microstructural changes accompanying the decomposition of bainitic ferrite/martensite [$(\alpha)_b/(\alpha')$] and retained austenite ($(\gamma)_r$) into ferrite ((α)) and cementite ((θ)) can be detected as contraction and/or expansion by dilatometry. Thus, in order

to identify the microstructural evolution, different tempering heat treatments were performed and tracked by dilatometry, at temperatures ranging 450 °C to 650 °C during 1h. To complement the dilatometric analysis, a theoretical approach by atomic volumes calculations were performed in an attempt to establish a correlation between the microstructural changes taking place and the contractions and/or expansions observed in Figure 1.

FIGURE 1. Dilatometry results of tempering of martensitic microstructures for 06CV at: a) 450, 550 and 600 °C during 1 h.

In this sense, different scenarios were contemplated: Decomposition of retained austenite to ferrite and cementite ($\gamma_r \rightarrow \alpha + \theta$) Decomposition of bainitic ferrite to ferrite and cementite ($\alpha_b \rightarrow \alpha + \theta$) Carbon enrichment of austenite at expenses of bainitic ferrite/martensite ($\gamma + \alpha_{bct}^+ \rightarrow \gamma^+ + \alpha_{bct}^-$) In conjunction with a detailed microstructural characterization by Scanning Electron Microscopy (SEM) and X-Ray Diffraction (XRD) analysis, it was possible to discern different behaviours for both initial microstructures, bainite and martensite

FIGURE 2. Dilatometry results of bainite tempering for 06CV at 550°C 1 depending on:
a) time and b) temperature

An example of the behaviour of the bainitic matrix tempered at 550°C for 1 h is shown in Figure 2, in this case both effects, i.e. contraction and expansion, were observed. The microstructure evolution as a function of time (Figure 2.a.) and temperature (Figure 2.b.) are gathered in Table 1. Where point 1 corresponds the initial microstructure (bainite and retained austenite), point 2 and 3 correspond to the beginning and end of the isothermal tempering step respectively, and point 4 corresponds to that at room temperature after the whole treatment. A volume fraction decrease of austenite was detected by XRD, with an error of 3%, between point 1 and point 4 due to the decomposition of the initial microstructure. Note that at all tested temperatures and for both initial microstructures, martensitic transformation on cooling to room temperature was detected by dilatometry. Thermal stability of austenite decreased due to the carbon content depletion promoted by the partial decomposition to ferrite and cementite as tempering temperature increased, and it was observed as an increase of the martensite start-temperature (Ms)

TABLE 1. DMicrostructure evolution in the different steps of tempering. Volume fraction of austenite according to XRD experiments

Point	1	2	3	4
Transformation	$\alpha_b + \gamma_r$	$\alpha_b + \gamma + \alpha + \theta$	$\gamma_{\text{blocks}} + \alpha + \theta$	$\alpha' + \gamma + \alpha + \theta$
Volume fraction of Austenite (%)	24 ± 3	-	-	< 3

EFFECT OF THE PLASTIC STRAIN ON THE BAINITIC TRANSFORMATION DURING AUSFORMING TREATMENTS

Adriana Eres-Castellanos, Francisca G. Caballero, Carlos García-Mateo

Palabras clave: Ausforming; bainite, anisotropy, microstructural characterization. Ausforming, bainita, anisotropía, caracterización microestructural.

Resumen: The so-called ausforming thermomechanical treatment consists in plastically deforming a fully austenitized steel prior to either a martensitic or a bainitic transformation. This treatment could be an alternative to obtain nanostructured bainite in medium carbon steels. However, before this alternative is implemented, it is important to study the effect of the plastic deformation on the transformation, especially when steels are deformed at medium or low temperatures, i.e. temperatures lying in the hiatus between the ferrite/pearlite and the bainite regions or lower temperatures, respectively. In this paper, the effect of the plastic deformation at medium temperatures on bainitic ferrite plate thickness, volume fraction and hardness has been studied in a medium carbon steel (0.4 mass content in %) by means of high-resolution dilatometry, scanning electron microscopy and X-Ray diffraction. To do so, microstructures obtained after ausforming at 520°C ($\epsilon = 10\%$ and 30%) have been compared to the microstructure obtained by a pure isothermal treatment ($\epsilon = 0\%$) at 325°C, see Figure 1a.

FIGURE 1

While for both, the pure isothermal treatment and the 10% ausforming one, the dilatometer signal during the isothermal step follows the common profile associated with bainitic transformation, i.e. expansion, for the highest deformation ($\epsilon = 30\%$), a contraction in the length of the specimen is observed, see Figure 1b. Such behaviour is believed to be due to variants selection on the first stages of the treatment. However, no bainitic ferrite plates order is easily found, probably because of the slightness of the anisotropy effect. As expected, a decrease in the bainitic ferrite volume fraction and its plate thickness have been observed as the plastic strain increases, see Figure 1c, d, e. While the decrease in bainitic ferrite fraction is associated with a phenomenon known as mechanical stabilization of the austenite, the plate thickness decrease is associated with the increase in austenite yield strength, due to plastic deformation, which allows the plates to grow thinner.

No trend has been found from the hardness results, see Figure 1d. They seem to increase for the lowest deformation, probably because of the austenite work hardening, even though the ferrite volume fraction is lower than for the isothermal case. However, hardness decreases for the highest deformation level. This phenomena could be explained by the presence of high temperature bainite formed during the deformation step, which is much coarser and less hard. In order to confirm this hypothesis, a set of experiments were performed under same conditions, but, right after deformation specimens were quenched to room temperature. By doing so, any bainite formed during the deformation step could be distinguished among the martensite formed on cooling. Indeed, bainite was detected for the highest deformation level, see Figure 2. This phase is much coarser than the low temperature bainite that transforms from the austenite during the isothermal step and, explaining the decrease in hardness measurements.

FIGURE 2

ESTUDIO DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE DE UN ACERO 42CrMo4 TEMPLADO Y REVENIDO

Luis Borja Peral Martínez, Javier Belzunce, Cristina Rodríguez, Inés Fernández

Palabras clave: Fragilización por hidrógeno, acero 42CrMo4, tratamientos térmicos, ZAT. Hydrogen embrittlement, 42CrMo4 steel, heat treatments, HAZ.

Resumen: Con objeto de simular la zona afectada térmicamente (ZAT) de grano grueso que se forma al soldar un acero 42CrMo4 templado y revenido a 700 °C, se ha realizado un tratamiento térmico en el laboratorio, consistente en una austenización a 1200 °C durante 20 minutos, seguida de un enfriamiento en aceite y posteriormente un tratamiento de revenido a 700 °C, igual al que se le aplica al acero base original (2 horas). Se ha obtenido de este modo una microestructura final uniforme de martensita revenida de grano grueso, con un tamaño medio de grano austenítico (150 μm) y una dureza (230-250 HV), similares a las que se generan en la mencionada ZAT de grano grueso en el soldeo del acero citado. A continuación, se han mecanizado pequeñas probetas cilíndricas de 10 mm de diámetro, probetas de tracción estándar de 5 mm de diámetro y probetas de tracción entallada de 10 mm de diámetro, dotadas de una entalla circunferencial, con una profundidad de 2 mm y un radio, $\rho = 0.15$ mm (siendo el factor concentrador de tensión de la probeta $K_t = 4.25$). Todas ellas se han cargado con hidrógeno gaseoso en un reactor a 450 °C y 19.5 MPa durante 21 horas.

Las probetas cilíndricas se utilizaron para conocer la cantidad de hidrógeno introducida en el acero, así como la cinética de desorción de hidrógeno a temperatura ambiente, permitiendo de este modo relacionar la merma de propiedades

mecánicas con la concentración de hidrógeno presente en la probeta a lo largo del ensayo. Los ensayos de tracción se realizaron a diferentes velocidades de desplazamiento (desde 0.4 hasta 0.004 mm/min) para estudiar la influencia de este parámetro en el fenómeno de fragilización por hidrógeno. Los resultados de todos estos ensayos se compararon con los obtenidos en el acero base original.

Se ha comprobado que el incremento del tamaño de grano austenítico que proporciona el tratamiento térmico simulado se traduce en el aumento de los índices de fragilización por hidrógeno medidos en los ensayos mecánicos. Por otro lado, la fragilización por hidrógeno constatada en los ensayos de tracción con probetas lisas ha sido pequeña, incluso bajo la menor velocidad de desplazamiento utilizada, mientras que ha sido mucho mayor en el caso de los ensayos de tracción realizados con la probeta entallada. Esto se debe a que la existencia de un estado triaxial de tensión en la región del frente de la entalla atrae el hidrógeno hacia esta zona de proceso, donde tiene lugar una acumulación de hidrógeno suficiente para desencadenar el mecanismo

fragilizador.^{1,2} Así mismo, al disminuir la velocidad de desplazamiento utilizada en el ensayo, se dispone de un mayor tiempo para la acumulación del hidrógeno y los índices de fragilización aumentan en consecuencia.

La figura adjunta muestra la superficie de fractura (microscopio electrónico de barrido), de una probeta de tracción entallada ensayada sin hidrógeno (a), que muestra el típico mecanismo de fallo dúctil, coalescencia de microhuecos (CMH) y la de la probeta precargada con hidrógeno ensayada a la menor velocidad (b), caracterizada por la existencia de un mecanismo de fractura denominado PRHIC (*plasticity-related hydrogen induced cracking*), típico del fallo en presencia de hidrógeno de los aceros templados y revenidos,³ que consiste en la descohesión de las intercaras que separan las lájas y los paquetes martensíticos.

1. G. M. Pressouyre. 1980. «Trap theory of Hydrogen embrittlement». *Acta Metallurgica* 28 (7): 895-911.

2. A. Zafra, L. B. Peral, J. Belzunce y C. Rodríguez. 2018. «Effect of hydrogen on the tensile properties of 42CrMo4 steel quenched and tempered at different temperatures». *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 43: 9068-9082.

3. A. Nagao, M. Dadfarnia, B. P. Somerday, P. Sofronis y R. O. Ritchie. 2018. «Hydrogen-enhanced-plasticity mediated decohesion for hydrogen-induced intergranular and quasi-cleavage fracture of lath martensitic steels». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 112: 403-430.

PROCESO DE REPARACIÓN DE ACERO DE CARRIL MEDIANTE RECARGUE POR SOLDADURA Y VALIDACIÓN MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA

Daniel Galán

Keywords: Numerical Simulation, Rail Repair, Rail Steel, Cladding.

Palabras clave: Simulación numérica, reparación de carril, acero de carril, recargue.

Resumen: La globalización mundial en la que nos hemos visto envueltos durante los últimos veinte años es el motor de una revolución industrial sin precedentes. Las personas de todos los lugares del mundo se encuentran conectadas mediante las redes a golpe de clic. Los comercios internacionales han adquirido la condición de cotidianos y ya no es extraño recorrer miles de kilómetros por un viaje de negocios o de placer. En este contexto, la interacción entre las personas es cada vez mayor, por lo que progresivamente es más importante el desarrollo de unas redes de transporte más rápidas y seguras. El transporte por tren se ha posicionado como una referencia clave gracias a las altas velocidades y a la gran capacidad de carga de materiales y pasajeros que se han logrado alcanzar. No obstante, estos avances necesitan el desarrollo de carriles, ya que el deterioro de los mismos se incrementa al hacerlo las solicitudes a las que se ven sometidos. Este problema también se da en el caso del transporte por metro y tranvía, cuya capacidad superior a la de otros medios de transporte urbano, lo han posicionado como el medio de transporte más idóneo en las grandes ciudades. A este respecto, debe tenerse en cuenta que el mantenimiento y reemplazamiento de los carriles deteriorados supone uno de los mayores costes de la infraestructura viaria, por lo que existe un gran interés en el

estudio de posibles procesos de tratamiento superficiales viables para mejorar la resistencia al desgaste y a la fatiga de las zonas más solicitadas de los carriles.

Una aplicación ampliamente extendida ya en la actualidad es la deposición por soldeo de productos antidesgaste, en los carriles de tranvía. En el caso específico de los tranvías, la sustitución de estos carriles por unos nuevos supone un altísimo coste al estar normalmente situados en calles principales y embebidos en la calzada. Por lo tanto, en la actualidad se opta por la reparación del carril dañado mediante el recargue por soldeo como una buena solución más económica. El objetivo de este trabajo es el desarrollo de un recubrimiento antidesgaste, así como de los procesos de aplicación del mismo sobre aceros de carril, asegurando bajos costes de ejecución y el mejor comportamiento posible de los carriles bajo las cargas de servicio en vía. A partir de las referencias bibliográficas se definieron varios consumibles y tecnologías de deposición que garantizan la realización óptima del recargue. Para la selección de los parámetros de soldeo idóneos se utilizó un *software* de simulación de soldaduras llamado SYSWELD, que permite predecir el comportamiento de los carriles durante el proceso de soldeo en cuanto a temperaturas y deformaciones, así como la microestructura y la dureza final del carril tras el enfriamiento.

La figura 1 muestra el recargue efectuado en la zona de la cabeza de un carril de tren y de un carril de metro. Una vez definido el proceso, se realizaron los recargues a escala de laboratorio, se caracterizaron y, finalmente, se comprobó la relación entre los resultados obtenidos en la simulación y los resultados de los ensayos de validación. De esta manera, se ha demostrado la utilidad del uso de las simulaciones numéricas para definir parámetros fundamentales de los procesos de soldeo, como la necesidad o no de aplicar precalentamiento o la definición de la estrategia de deposición de las sucesivas pasadas necesarias para completar el recargue, con objeto de disminuir tanto el tiempo como el coste de la reparación, asegurando la integridad del carril reparado.

FIGURA 1. Ejemplo de simulaciones en 3D de los recargues de carril,
a) carril de tren, *b)* carril de tranvía

DESARROLLO DE ÓXIDOS CONDUCTORES TRANSPARENTES (TCOS) MEDIANTE RUTAS QUÍMICAS PARA SU APLICACIÓN EN TECNOLOGÍAS FOTOVOLTAICAS

Teodora Stoyanova Lyubenova, Diego Fraga, Alberto Bou, Ivan Calvet,
Ester Barrachina, Juan B. Carda

Resumen: Los óxidos conductores transparentes (TCO, *transparent conductive oxide*) son materiales ópticamente transparente y eléctricamente conductores. Se emplean en células solares fotovoltaicas en forma de películas y actúan como una ventana para que la luz pase a través del material activo (absorbedor) y como contacto óhmico para transporte de portadores de carga.

El óxido de zinc (ZnO) es semiconductor con banda prohibida ancha ($E_g \sim 3.37$ eV) y se emplea en células fotovoltaicas,¹ sensores gaseosos,² catálisis,³ entre otras múltiples aplicaciones. En células solares de capa fina se utiliza dopado con aluminio ZnO:Al (AZO), ya que presenta alta transparencia, baja resistencia eléctrica, además de ser un material económico y abundante, no tóxico y con alta estabilidad química.⁴

1. A. B. F. Martinson, J. W. Elam, J. T. Hupp, and M. J. Pellin. 2007. «ZnO nanotube based dye-sensitized solar cells». *Nano Lett.*, vol. 7 (8): 2183-2187.

2. A. Bobkov et al. 2019 «The multisensor array based on grown-on-chip zinc oxide nanorod network for selective discrimination of alcohol vapors at sub-ppm range». *Sensors* 19 (19): 4265.

3. A. Pimentel et al. 2015. «Effect of solvents on ZnO nanostructures synthesized by solvothermal method assisted by microwave radiation: a photocatalytic study.» *Journal of Materials Science* 50 (17): 5777-5787.

4. H. Sato, T. Minami, S. Takata, T. Miyata y M. Ishii. 1993. «Low temperature preparation of transparent conducting ZnO:Al thin films by chemical beam deposition». *Thin Solid Films* 236 (1-2): 14-19.

El presente estudio se centra en el desarrollo de capas TCO basadas a ZnO dopado con elementos como Al, Ga, In, Li y Ag. El material se ha preparado mediante métodos de química suave como son la vía coprecipitación e hidrotermal, con el fin de determinar las condiciones óptimas de síntesis. Se han estudiado los parámetros de preparación siguientes: acidez de las disoluciones, concentraciones del dopante y naturaleza del agente precipitante. Se ha determinado la influencia de los parámetros de síntesis sobre la morfología del material, propiedades ópticas y eléctricas. Los materiales desarrollados se han depositado en forma de capa fina mediante método *spin-coating* y se ha evaluado su compatibilidad con el sustrato, adaptándolo a los requisitos fotovoltaicos.

CERÁMICAS BACTERICIDAS DE ALTA REFLECTIVIDAD BASADAS EN TINTAS SOL-GEL M-Ti (M = Ag, Cu) DEPOSITADAS POR SERIGRAFÍA SOBRE CERÁMICA VIDRIADA

Guillermo Monrós Tomás, Sara Cerro Lloría, Arnau Monrós Andreu,
Vicente Esteve Cano, Mario Llusar Vicent

Palabras clave: Superficie refrescante, agente antibacteriano, reflectancia, nanopartículas metálicas (cool surface, antibacterial agent, reflectance, metal nanoparticles).

Resumen: Se han preparado tintas sol-gel de n-butoxido de Ti (IV) y nitrato de Ag (I) o Cu (II) nitratos disueltos en dietilenglicol (DEG) utilizando acetilacetona (acac) como controlador de hidrólisis (relación molar: DEG: acac: Ti: M = 40: 1.2: 1.2: 1, M = Ag, Cu). Las tintas se depositaron mediante serigrafía (90 hilos) sobre muestras de monoporosa previamente esmaltadas con una frita de monoporosa blanca de circón cocida a 1080 °C. Los recubrimientos obtenidos fueron tratados a 400 °C y 600 °C para las tintas de Ag y Cu respectivamente. El recubrimiento de Ti-Ag (fig. 1.a) muestra un aspecto especular negro homogéneo, el de Cu-Ti muestra un aspecto especular de color marrón oscuro menos homogéneo (fig. 1 b). Las muestras vidriadas tratadas se caracterizaron por las siguientes técnicas: (a) medidas de color CIEL*a*b* indicadas en la fig. 1; (b) difracción de rayos X a ángulo rasante GIXRD (*Grazing angle incidence* XRD)¹ que permite aumentar el recorrido del haz a través de la muestra para películas finas: esta técnica detecta cristobalita y partículas de metal de Ag o Cu (la fig. 1.a para el compuesto de Ti-Ag muestra picos de difracción anchos asociados a las nanopartículas de Ag con

1. <http://www.iisc.ernet.in/currsci/jun252000/DUTTA.PDF>

un tamaño de partícula de 15 nm, evaluado por el método de Scherrer² usando la cristobalita como patrón interno). Ag y Cu son dos metales reconocidos en la prevención de la adhesión del biofilm bacteriano y su crecimiento en las superficies del material actuando como agentes antibacterianos;^{3,4} (c) espectroscopia UV-Vis-NIR por reflectancia difusa cuyos resultados indican una reflectancia difusa baja en el intervalo visible ($R_{vis} = 9\%$ para muestras de Ti-Ag y Ti-Cu) y una reflectancia significativa en el NIR (700-2500 nm) (fig. 2.b: $R_{nir} = 29\%$ y 19% para Ti-Ag y Ti-Cu respectivamente), este resultado permite que los recubrimientos actúen como «superficie refrescantes» para mantener frescos los interiores de edificios que los utilicen;⁵ (d) reflectancia especular mediante un equipo X-RITE sp60 (en la fig. 2.c se observa una reflectancia constante del 20% para el Ti-Cu y valores crecientes desde el 10% a bajas longitudes de onda hasta el 35% a altas longitudes de onda en el caso de Ti-Ag).

En conclusión, las tintas sol-gel en dietilenglicol (DEG) que contienen metales M-Ti (M = Ag, Cu) depositadas por serigrafía sobre sustratos cerámicos esmaltados cocidas a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Ag) y $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Cu), desarrollan recubrimientos especulares que contienen nanopartículas del metal (Ag o Cu) con reflectancia significativa en la gama NIR con potencial efecto antibacteriano y refrescante en edificios.

FIGURA 1. (a) Ag-Ti, (b) Cu-Ti

2. P. Scherrer. 1918. «Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen [Determination of the size and internal structure of colloidal particles using X-rays]. *Nachr Ges Wiss Goettingen, Math-Phys Kl.* 2: 98-100.

3. M. Yasuyuki, K. Kunihiro, S. Kurissery, N. Kanavillil, Y. Sato y Y. Kikuchi. 2010. «Antibacterial properties of nine pure metals: a laboratory study using *Staphylococcus aureus* and *Escherichia coli* ». *Biofouling* 26 (7): 851-858. Doi: 10.1080/08927014.2010.527000.

4. K. Vasilev, A. Cavallaro, P. Zilm. 2019. «Special Issue: Antibacterial Materials and Coatings (editorial). *Molecules* 23: 585. doi:10.3390/molecules23030585.

5. G. Monrós, M. Llusar y S. Cerro. 2017. *Pigmentos termosolares ecoeficientes*. Ed. Académica Española. ISBN 978-620-2-25178-5.

FIGURA 2. (a) GIXRD de Ag-Ti, (b) espectros de reflectancia UV-Vis-NIR, (c) reflectancia especular

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación de la Universitat Jaume I (Proyecto UJI-B2018-43).

RECUBRIMIENTOS VÍTREOS SOBRE BASES METÁLICAS

Luis M. Manzanares Juan

Desde hace más de 4.000 años el hombre ha buscado proteger los metales. En principio fueron sus joyas y reliquias, de oro, de plata, de cobre...

Más tarde fue el acero, la fundición y el aluminio. La unión de metal con esmalte vitrificado es tan fuerte y duradera como lo es la misma tecnología. Substancias tan distintas en cuanto a la química y la morfología, y tan complementarias a la vez son difíciles de hallar en la naturaleza. Por esta sencilla razón, tras 4.000 años de desarrollo del ser humano, aún hoy seguimos protegiendo el metal con esmaltes vitrificados a alta temperatura para algunos productos de uso habitual. El metal en sí mismo es robusto, flexible, pero poco resistente a los ataques químicos o a la corrosión. El vidrio es frágil, rígido pero muy resistente.

Por ello el tándem vidrio-metal se complementa ofreciendo un material con un performance que suma las propiedades de ambos: robusto, resistente, atóxico, de fácil limpieza, antibacteriano, antimoho, no degradable, de elevada resistencia a las temperaturas extremas desde $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, aislante eléctrico, térmico... un sinfín de propiedades que se construyen a partir de los $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ para los aluminios, $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ para los aceros y hasta los casi $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ para la fundición, todo ello gracias a la fantástica y misteriosa reacción química de adherencia. Una difusión e intercambio de cationes de níquel y cobalto provenientes del esmalte con el hierro de la superficie del metal que se gesta a partir de los $550\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esa amalgama se transforma en una red dendrítica de Fex Coy Niz que provoca que ambos materiales se unan en uno solo creando una interfase ya casi indestructible.

Las resinas, las pinturas, los orgánicos, el acero inoxidable, los vidrios vitro-cerámicos... han ido mejorando y mucho en las últimas décadas, desplazando en

algunas piezas al esmaltado, pero aun hoy en día no han conseguido unificar todas y cada una de las características tan especiales que posee un metal esmaltado. El esmaltado es un proceso costoso, por la energía y temperatura necesarias para fundir el esmalte. El equipamiento casi exclusivo para cada producto por esmaltar, desde la conformación de las piezas, el desengrase, el decapado, la aplicación, tanto en húmedo como en polvo hasta el mismo horno de curado, fabricado por tubos radiantes o eléctrico, la materia prima a utilizar con rangos de especificaciones de trabajo muy exigentes, aceros especiales para ser esmaltados, aleaciones de aluminio muy determinadas... todo especial, para un producto único.

En un mercado tan competitivo como el actual, los fabricantes buscan procesos lo más económicos posible y por ello sustituyen las piezas esmaltadas por otras con menos propiedades, pero también de menor coste.

Hoy en día podemos encontrar piezas esmaltadas, en fabricación de cocinas, hornos, microondas, pequeños electrodomésticos, circuitos electrónicos impresos, paneles solares, acumuladores de agua caliente sanitaria, menaje de hogar, barbacoas, bañeras, platos de ducha, intercambiadores de calor de centrales térmicas, señalización, balizamiento, tuberías de extracción de humos, chimeneas... y, cómo no, paneles de arquitectura esmaltado, en metros, estaciones de tren o aeropuertos. El arquitecto o ingeniero que llega a descubrir todas las bondades del panel de arquitectura diseña con ellos sus obras, por robustez, por limpieza, fácil colocación, aislamiento térmico, acústico, canalización de redes sin problemas, antigrafitis, antimohos, antibacterias. El esmaltado puede crear ambientes únicos.

El futuro cada día es más incierto, las tecnologías avanzan a mucha velocidad, cada día se desarrollan nuevos productos, sistemas, aplicaciones para hacer productos más duraderos, resistentes y a la vez, si es posible, más económicos. El diseño es también cada vez más importante, todo influye en la decisión del cliente final, y el esmaltado se ha de perfeccionar para satisfacer a ese público. Desde hace unos años, en Ferro Corp. estamos estudiando añadir al performance del esmalte, mejoras sustanciales para que estos sean amigos de la naturaleza y luchen con nosotros por un mundo mejor, nos ayuden a edificar un futuro donde el ambiente sea más saludable y más limpio y podamos reducir el cambio climático.

Debemos dar a conocer este magnífico recubrimiento, sus bondades al público en general. Debemos importar tecnología de otras aplicaciones como son los vidrios, la cerámica, etc., y adaptarla a nuestro producto para seguir protegiendo esta magnífica y especial tecnología por al menos otros 4.000 años más.

Horno continuo de fabricación de fritas. Ferro Spain S. A.
Almassora (Castelló)

Estación de Minsk (Bielorusia) – Panel esmaltado.
Vitrispan S. A. – Guriezo (Cantabria)

OBTENCIÓN DE RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET VERDES MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA

Sergi Dosta, M. Sarret, Irene García Cano

En la actualidad, los problemas medioambientales generados por metales pesados están provocando que muchos de los procesos convencionales tengan que verse rediseñados. Estos elementos no son perjudiciales en su estado fundamental, pero su procesamiento genera cambios en sus estados de oxidación que los hacen cancerígenos y/o mutágenos.

Durante varias décadas, el cromado ha sido el método de recubrimiento más usado para proteger componentes frente a desgaste y corrosión. El cromo duro tiene un extraordinario comportamiento frente al desgaste y dureza, pero su proceso de deposición es uno de los principales generadores de cromo hexavalente en la industria, y esto ha llevado a que haya numerosas directivas y legislaciones que restrinjan estos procesos o métodos de deposición.

Una de las tecnologías alternativas a la electrodeposición del cromo es la proyección térmica, y más concretamente la proyección térmica de alta velocidad (HVOF) que se aplica en materiales sensibles a sufrir degradación, porque las temperaturas alcanzadas son de un rango moderado y por la elevada velocidad que imprime a las partículas. Esta técnica se basa en la fusión parcial o total de un polvo de proyección a través de una llama, que es acelerado hacia un sustrato en el que queda adherido.

Los materiales de aportación que mejoran las propiedades del cromo duro son dos tipos de cermet (WC-Co y $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$), compuestos en gran parte por partículas de cerámico sensibles a la descomposición térmica. Así pues, la combinación de elevada velocidad y temperaturas moderadas, características de la HVOF, son

adecuadas para este tipo de material, siendo más evidente si cabe cuando se trabaja con polvo nanoestructurado. Estas limitaciones existentes en los procesos de proyección térmica impulsaron el desarrollo de una nueva tecnología de proyección térmica que evita totalmente dicha degradación, la proyección fría (CGS). Uno de los mayores atractivos de esta tecnología es la posibilidad de obtener recubrimientos en estado sólido, donde el material proyectado no llega a su temperatura de fusión. Como resultado, las reacciones de descomposición u oxidación indeseables producidas incluso en el proceso de HVOF son eliminadas, manteniéndose las propiedades de los materiales de partida.

El objetivo de este trabajo radica en buscar alternativas al cromo duro, e incluso a los cermets convencionalmente utilizados en proyección térmica que utilizan matrices de Ni o Co, mediante la deposición de materiales compuestos cuya ventaja principal es el uso de una matriz metálica verde, no nociva con el medio ambiente, ni problemática a nivel de riesgo de salud humana. Los equipos utilizados para la obtención de los recubrimientos son sistemas de HVOF (DJH-2700 y DJH-2600), así como el equipo Kinetics 4000 para CGS.

Con este trabajo se ha conseguido demostrar la viabilidad de aplicar las tecnologías de HVOF y CGS para composiciones base WC y TiC con matriz metálica de titanio y acero inoxidable. Los recubrimientos generados presentan propiedades mejoradas de resistencia al desgaste.

Agradecimientos

Este proyecto ha recibido ayudas de la Unión Europea mediante el programa Horizonte 2020 con n.º 686135. Asimismo, queremos agradecer a la Universitat de Barcelona y a la Generalitat de Catalunya el apoyo financiero mediante el proyecto 2017SGR1777.

OPTIMIZACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE TEMPLE Y REVENIDO PARA LA PRECIPITACIÓN DE CARBUROS SECUNDARIOS DEL TIPO M_7C_3 Y MC, ELIMINACIÓN DE LA AUSTENITA RETENIDA Y MEJORA DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO EN EL ACERO DE HERRAMIENTAS VANADIS 10

Alejandro González Pociño, José Florentino Álvarez Antolín,
Juan Asensio Lozano

Palabras clave: Metalurgia de polvos, carburos secundarios, difracción de rayos X, Pin on Disk, desestabilización de la austenita. Powder metallurgy, Secondary carbides, X-Ray Diffraction, Hardness, Pin on Disk, Destabilization of the austenite.

Resumen: El acero Vanadis 10 es un acero de herramientas ledeburítico procesado por metalurgia de polvos y comercializado por la empresa UDDEHOLM. Su microestructura en el estado recocido está formada por una matriz ferrítica con dos tipos de carburos uniformemente distribuidos, M_7C_3 y MC, cuyo diámetro se encuentra en el entorno de 1-3 μm . Mediante la modificación de las variables para su puesta en servicio –tratamientos térmicos de temple y revenido–, se analiza la variación microestructural que experimenta dicho acero. En particular, se analizó la desestabilización de la austenita, la precipitación de carburos secundarios, y la cantidad de austenita retenida. La metodología de investigación seguida fue mediante un Diseño de Experimento (DoE) del tipo 2^{5-2} , es decir, con un total de ocho experimentos. Mediante DRX, se determinó el porcentaje y tipos de fases cristalinas precipitadas, y mediante SEM-EDX se reveló la microestructura.

Las figuras 1 y 2 se corresponden con los experimentos 2 y 5 respectivamente. Puede apreciarse que las condiciones del tratamiento térmico asociadas al experimento 2 permitieron una mayor desestabilización de la austenita y, por tanto, la precipitación de una elevada densidad de carburos secundarios. Las principales conclusiones de este trabajo son:

1. La desestabilización de la austenita se ve favorecida por revenidos altos (600 °C) y tiempos prolongados a esta temperatura (mínimo 4 h). Estas condiciones favorecen la eliminación de la austenita retenida y la precipitación de carburos secundarios del tipo M_7C_3 .
2. Para la precipitación de carburos secundarios del tipo MC son necesarias, al menos 8h a la temperatura de desestabilización de la austenita (1100 °C). También son requeridas un mínimo de 4 h a temperaturas de revenido entre 500 y 600 °C.
3. Dado que la fase mayoritaria es la martensita, la dureza se ve incrementada en aquellas condiciones de revenidos bajos. Es decir, bajas temperaturas de revenido y cortos periodos de tiempo a estas temperaturas.
4. La diferencia entre el temple en aire o en aceite no tiene una influencia significativa sobre la dureza tras los dobles o triples revenidos.

A su vez, se realizan ensayos de desgaste abrasivo Pin on Disk, los cuales constatan los resultados obtenidos en el diseño de experimentos previo.

FIGURA 1

FIGURA 2

SUSPENSIONES ACUOSAS CON SACÁRIDOS PARA OBTENER RECUBRIMIENTOS MULTICOMPONENTE DE TZ-3YS/ Al_2O_3 /SiC MEDIANTE PROYECCIÓN POR PLASMA DE SUSPENSIONES

Víctor Carnicer Cervera, María José Orts, Rodrigo Moreno, Enrique Sánchez

Palabras clave: Recubrimientos de barrera térmica, sacáridos, microestructura, circonita estabilizada con itria, proyección térmica. Thermal barrier coatings, Saccharides, Microstructure, Yttria stabilized zirconia, Thermal spraying.

Resumen: La proyección por plasma de suspensiones (SPS) presenta un elevado potencial para la obtención de recubrimientos de barrera térmica (TBC) debido a que la técnica empleada y la preparación de las materias primas tienen un bajo coste. Los TBC son frecuentemente empleados en la protección de los componentes metálicos de turbinas para protegerlos de las elevadas temperaturas, sin embargo, las extremas condiciones de uso terminan provocando la rotura de los recubrimientos. Por esta razón, se hace necesario el diseño de nuevas TBC con nuevas funcionalidades para obtener un mejor rendimiento. En trabajos anteriores se ha demostrado la posibilidad de obtener recubrimientos multicomponentes de TZ-3YS/ Al_2O_3 /SiC con funcionalidad autosellante por la técnica de SPS. El objetivo del presente trabajo es modificar la microestructura de estos recubrimientos mediante la utilización de sacáridos en las suspensiones acuosas multicomponentes.

Las nuevas materias primas fueron determinadas por el cambio que producían los diferentes sacáridos en el comportamiento reológico y en la tensión superficial de las suspensiones acuosas para un 20 vol. % de partículas. Las suspensiones fueron depositadas mediante SPS sobre soportes metálicos utilizando condiciones de deposición optimizadas en trabajos anteriores. Los recubrimientos fueron

caracterizados microestructuralmente y se analizaron las fases por difracción de rayos X. Los resultados revelaron un efecto significativo de la cantidad y naturaleza del sacárido sobre la microestructura final del recubrimiento. Este efecto es asociado a la modificación de las propiedades reológicas, las cuales afectan a la dispersión de las gotas de la suspensión al impactar sobre la antorcha de plasma.

Micrografías de los recubrimientos proyectados por plasma con diferentes contenidos de sacáridos. A) Sin sacárido y B) con sacárido

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen el apoyo del Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades, así como a los Fondos FEDER en el marco del proyecto - MAT2015-67586-C3-R y al Plan de Promoción de la Investigación de la Universitat Jaume I para la beca predoctoral con referencia PREDOC/2017/51.

MODELIZACIÓN Y OPTIMACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LA CURVA DE STRIBECK EN FUNCIÓN DE LA VISCOSIDAD DEL ACEITE LUBRICANTE EN RECUBRIMIENTOS NiCrBSi CON ADICIONES DE Al_2O_3

D. Leal Cano, K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera, L. Hueso

Palabras clave: NiCrBSi, Al_2O_3 , curva de Stribeck, viscosidad.

Resumen: El objetivo de este trabajo, consiste en estudiar la influencia de la viscosidad de los diferentes aceites lubricantes empleados sobre los indicadores y parámetros de los regímenes de lubricación (curva de Stribeck) estableciendo las variables que controlan la lubricación mixta hasta el límite. El par rozante está definido por un recubrimiento de NiCrBSi-10.1 % Cr y con un 10 % de Al_2O_3 microestructurada, $R_a = 0.11 \mu\text{m}$ y $Hv_{200} = 445$ y por otro lado, un disco de acero F-5220 templado en aceite de 100 mm de diámetro por 5 mm de espesor, $R_a = 0.19 \mu\text{m}$ y $Hv_{200} = 930$. Este recubrimiento es depositado mediante la técnica de proyección térmica por llama (OF) y refundido por llama (SFM) sobre un sustrato de acero (AISI 304) de $18 \times 8\text{mm}$ de diámetro.

Los ensayos tribológicos se realizaron a temperatura ambiental empleando un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P con un sistema ‘pin on disk’, los parámetros de ensayo son los siguientes: cargas aplicadas entre 3, 6, 9, 15 y 20 N y velocidades comprendidas entre 0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198 m/s. Los aceites lubricantes seleccionados en los ensayos son los siguientes: a) Cut-Max 110 Houghton con viscosidad cinemática a 40° de 100 cSt y una densidad a 15° de 0.880 gr/cm^3 . b) Cut-Max 7-26 Houghton con viscosidad cinemática a 40° de 3.2 cSt y una densidad a 15° de 0.820 gr/cm^3 . La cantidad empleada de aceite lubricante en cada ensayo fue de 5 ml. La curva de Stribeck está

formada por tres zonas perfectamente diferenciadas, I zona límite, II zona mixta y III zona hidrodinámica donde el coeficiente de fricción es función del número de Schipper ' $Z = \frac{\eta \cdot v}{P_a \cdot R_a}$ ', viscosidad dinámica η (Kg/m·s), velocidad de deslizamiento v (m/s), presión normal aparente P_a (Kg/m²) y una rugosidad superficial media inicial R_a (m).

En la modelización del comportamiento tribológico 'curva de Stribeck', nos sirve para definir las zonas de los regímenes de lubricación donde se obtuvieron las constantes y exponentes ($K_{\mu 0}$, K_m , n_{l0} , n_m) con los siguientes pasos:

- Determinación de la correlación del coeficiente de rozamiento y el parámetro ' Z ' de los aceites lubricantes Cut- Max 7-26 y 110 obteniendo la ecuación general que define la curva de Stribeck siendo bastante aceptable la función exponencial por su alto índice de correlación (R^2) tras la representación gráfica de los ensayos realizados con el aceite (ver fig.1) la ecuación exponencial es del tipo: $\mu = \mu_0 \cdot e^{-ne \cdot Z}$ donde ' μ_0 ' es el coeficiente de rozamiento estático y ' ne ' la pendiente resultando las siguientes expresiones:

$$\mu_A = 0.1246 \cdot e^{-5.186 \cdot Z}, \mu_B = 0.1113 \cdot e^{-0.202 \cdot Z}$$

- Determinación de la correlación lineal del coeficiente de rozamiento y el parámetro ' Z ' para cada serie de valores a presión constante en el par rozante por cada aceite lubricante empleado en los ensayos tribológicos. Los índices de correlación obtenidos son próximos a la unidad, lo que nos hace suponer la veracidad de la dependencia de las presiones aparentes. El modelo genérico es del tipo:

$$\mu_{pa} = \mu_0 - p \cdot Z. \quad (2)$$

- Determinación de la correlación de los términos independientes (μ_0) con las presiones aparentes (P_a) siendo está una función del tipo potencial donde se obtendrán las constantes ' $K_{\mu 0}$ ' y exponente ' n_{l0} ' de cada aceite lubricante resultando las siguientes expresiones:

$$\mu_0 = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n_{l0}} \quad (3)$$

$$\mu_{0A} = 0.0346 \cdot p_a^{0.1215}, \mu_{0B} = 0.0214 \cdot p_a^{0.1432}$$

- Determinación de la correlación de la pendiente (m) y presión aparente (P_a) siendo está una función del tipo potencial donde se obtuvieron las constantes ' K_p ' y el exponente ' n_m ' de cada aceite, las expresiones obtenidas son las siguientes:

$$p = K_m \cdot p_a^{nm} \\ m_A = 3 \cdot 10^{-7} \cdot p_a^{1.1362}, \quad m_B = 5 \cdot 10^{-7} \cdot p_a^{0.9245} \quad (4)$$

La ecuación resultante corresponde a la zona mixta de la curva de Stribeck (véase fig. 2), régimen de lubricación dominante definida con la siguiente expresión:

$$\mu = \mu_{0pa} - pZ \cdot p_a^{nm} \\ \mu_A = 0.0346 \cdot p_a^{0.1215} - 3 \cdot 10^{-7} \cdot Z \cdot p_a^{1.1362}, \quad \mu_B = 0.0214 \cdot p_a^{0.1432} - 5 \cdot 10^{-7} \cdot Z \cdot p_a^{0.9245} \quad (5)$$

A continuación, en la tabla 1 se puede ver un resumen de todos los valores y constantes obtenidas tras los ensayos tribológicos con ambos aceites lubricantes Cut-Max 7-26 y Cut-Max 110 y el par rozante pin-disco.

Tabla 1. Resumen de los parámetros y valores de las constantes obtenidos tras los ensayos tribológicos realizados.

Tipo de aceite	$\mu_{\max}$	$\mu_{\min}$	$\mu_{0\max}$	$\mu_{0\min}$	$Z_{\min}$	$Z_{\max}$	K_0	nl_0	K_m	nl_m
Cut-Max 110 (B)	0.124	0.063	0.1311	0.1022	7.59E-02	3.04E+00	0.0214	0.1432	5.00E-07	0.9245
Cut-Max 7-26 (A)	0.137	0.083	0.1373	0.1029	2.26E-03	9.06E-02	0.0346	0.1215	3.00E-07	1.1362

CONCLUSIONES

Se ha establecido un modelo matemático del tipo exponencial para la correlación en la curva de Stribeck debido a su alto ajuste definiendo así los siguientes indicadores: coeficiente de rozamiento de la lubricación límite (μ_0), pendiente en el origen de la lubricación mixta (m_0). Y el parámetro (Z_0), así como modelos lineales para la lubricación mixta parametrizados por la presión aparente (P_a), lo que están determinados el coeficiente de rozamiento característico de la lubricación límite (μ_0) y sus pendientes de decrecimiento (m).

Los modelos establecidos permiten determinar la influencia de la viscosidad de los aceites lubricantes sobre los indicadores y parámetros en el comportamiento tribológico tras los ensayos (fricción y regímenes de lubricación) del par rozante pin-disco.

La modelización de los regímenes de lubricación definidos mediante la curva de Stribeck permite controlar las variables del número de Schipper 'Z', viscosidad, velocidad, presión y rugosidad.

El aceite lubricante A de baja viscosidad (Cut-Max 7-26), los valores del coeficiente de rozamiento obtenidos tras los ensayos tribológicos aumentan un 10.48 % y 31.74 % utilizando cargas y velocidades (20 N - 0.0366 m/s y 3 N - 0.220 m/s) respectivamente con respecto al aceite lubricante B de alta viscosidad (Cut-Max 110) encontrándose ambos casos en la zona de lubricación límite y mixta obteniendo valores mínimos y máximos del parámetro 'Z' ($Z_{\min.A} = 2.26E-03$, $Z_{\min.B} = 7.59E-02$ y $Z_{\max.A} = 9.06E-02$, $Z_{\max.B} = 3.04E+00$).

Podemos concluir que el aceite lubricante Cut-Max 110 posee una mejor estabilidad y continuidad al desarrollar una capa de lubricación de mayor espesor respecto al aceite lubricante Cut-Max 7-26, que presenta mayores valores de rozamiento en todos los rangos de cargas y velocidades utilizados en los ensayos tribológicos.

FIG. 1. Curva de Stribeck, correlación entre el coeficiente de fricción y parámetro 'Z' del par rozante (pin de NiCrBSi con el 10 % Al_2O_3 y disco de acero F-5220 templado en aceite) empleando aceite tipo A Cut-Max 7-26 y aceite tipo B Cut-Max 110

FIG. 2. Zona de lubricación mixta, correlación $(\mu - \mu_0)$ con el parámetro compuesto de 'Z' y pa^n del par rozante (pin de NiCrBSi con el 10% Al_2O_3 y disco de acero F-5220 templado en aceite) empleando aceite tipo A Cut-Max 7-26 y aceite tipo B Cut-Max 110 en la zona de lubricación mixta

RELACIÓN ENTRE MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS EN ACEROS DE BAJO C Y MICROALEADOS CON Nb-V DEFORMADOS INTERCRÍTICAMENTE

Nerea Isasti, U. Mayo, N. Isasti, J. M. Rodríguez Ibabe, P. Uranga

Palabras Clave: Deformación intercrítica, transformación de fase, microestructura, propiedades mecánicas, EBSD, GOS.

Keywords: Intercritical Deformation, Phase Transformation, Microstructure, Mechanical Properties, EBSD, GOS.

Resumen: Los planchones gruesos de acero estructural son a menudo laminados en la región intercrítica debido a los elevados gradientes de temperatura que existen a lo largo del espesor y ancho de banda. Sin embargo, la resistencia y la tenacidad muestran tendencias opuestas, ya que el incremento en resistencia puede ser perjudicial desde el punto de vista de la tenacidad. A pesar de que la laminación intercrítica en aceros de bajo carbono ha sido ampliamente estudiada en las últimas décadas,¹ se requiere de una mayor comprensión en cuanto a la evolución de la microestructura bajo condiciones intercríticas y el efecto de los diferentes balances austenita-ferrita. Esto va a permitir la definición de ventanas de proceso estables que garanticen el cumplimiento de los crecientes requerimientos de mercado. Además, la influencia de la laminación intercrítica en los aceros microaleados ha sido menos explorada.² Es por ello por lo que en este estudio se ha analizado la compleja interacción entre el contenido austenita/ferrita previo a la

1. A. O. Humphreys, D. Liu, M. R. Toroghinejad, E. Essadiqi y J. J. Jonas. 2003. *Mater. Sci Technol.* 19: 709-714.

2. E. A. Simielli, S. Yue y J. J. Jonas. 1992. *Met. Trans. A* 23A: 597-608.

deformación, los elementos microaleantes, el acondicionamiento de austenita y la evolución microestructural durante la laminación intercrítica para aceros de bajo contenido en C y microaleados con Nb y V.

En el presente trabajo, se han realizado ensayos de compresión plana para reproducir las condiciones de laminación intercrítica de planchones. Se han diseñado diferentes secuencias termomecánicas, con la finalidad de obtener diferentes condiciones de austenita previa a la transformación de fase (recristalizada en el Ciclo A y deformada en el Ciclo B). Los ciclos diseñados incluyen un tratamiento de solubilización para disolver los elementos microaleantes y una primera deformación de 0.4 a 1050 °C. A continuación, se ha realizado un enfriamiento lento hasta cuatro temperaturas de deformación diferentes. Con objeto de generar microestructuras completamente austeníticas y ferríticas previas a la deformación, se ha aplicado una temperatura de deformación de 800 °C y 650 °C, respectivamente. En la región intercrítica, se han definido dos temperaturas de deformación (T_{def25} y T_{def75}), para conseguir un contenido de ferrita de 25 % y 75 % antes de la deformación intercrítica. Por último, las probetas se han deformado (deformación de 0.4) en la región austenítica, intercrítica o ferrítica y se han enfriado a 1° C/s hasta temperatura ambiente. En el Ciclo B, se ha aplicado una segunda deformación por debajo de la T_{nr} a 900 °C, con objeto de promover una acumulación de deformación en la austenita.

En la figura 1 se observa la morfología de la microestructura deformada en la región intercrítica, para la condición de NbV austenita recristalizada y T_{def75} . A su vez, se muestra el mapa de juntas de grano, así como el mapa de Kernel obtenido mediante la técnica de EBSD (*Electron Backscattered Diffraction*). Las diferencias entre la ferrita deformada (FD) y ferrita no deformada (FND) son notables. La ferrita deformada intercríticamente se caracteriza por presentar una subestructura más evidente, reflejado en la presencia de una fracción de juntas de bajo ángulo más alta (figura 1c) y un parámetro de Kernel más alto (figura 1d).³

Dado que en una microestructura deformada intercríticamente se observan combinaciones entre FND y FD, se ha propuesto una metodología válida en la distinción de ambas poblaciones, basada en el parámetro GOS (*Grain Orientation Spread*) obtenido en el EBSD [3]. Considerando este procedimiento, se han diferenciado ambas poblaciones (FD y FND) en cada condición analizada (figura 1e y f). Esto permite evaluar el efecto del balance austenita-ferrita, la adición de microaleantes y la condición de la austenita en el tamaño de grano de ambas colonias ferríticas.

3. U. Mayo, N. Isasti, D. Jorge-Badiola, J. M. Rodríguez-Ibabe y P. Uranga. 2019. *Materials Characterization* 147: 31-42.

FIGURA 1. (a, b) Micrografía del óptico y del FEGSEM; (c, d) mapa de junta de grano y de Kernel correspondiente a NbV austenita recrystalizada y Tdef75; (e, f) separación de las poblaciones de ferrita considerando el parámetro de GOS (FND y FD)

En la figura 2a se muestra la comparativa entre las curvas de tracción obtenidas en todas las condiciones (austenítica, intercrítica y ferrítica) para el caso del NbV austenita recrystalizada. Se observa que la disminución de la temperatura de deformación promueve el incremento de las propiedades de resistencia

y que la pérdida de elongación es considerable para contenidos de FD elevados (Tdef685 y Tdef650). A su vez, se ha observado que se obtienen propiedades de resistencia superiores en el acero microaleado (figura 2b). El efecto del balance ferrita-austenita previo a la deformación es más notorio en el acero NbV. Conforme disminuye la temperatura de deformación, se observan propiedades de resistencia más altas.

FIGURA 2. (a) Curvas de tracción obtenidas en la condición NbV austenina recristalizada y (b) efecto de la composición y la temperatura de deformación en el límite elástico

EFFECTO COMBINADO DE LA TEMPERATURA Y DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS FORMADORES DE ALÚMINA

C. Capdevila, J. Chao, V. Amigó

Resumen: Los aceros AFA (*Alumina Forming Austenitic*) son una generación de ceros que ofrecen una excelente combinación de resistencia a temperaturas elevadas en el rango de 650-900 °C debido a la formación de una capa protectora de alúmina adicional a la clásica de Cr_2O_3 , y una excelente resistencia a la fluencia por la dispersión de carburos nanométricos MX homogéneamente distribuidos en la microestructura. Sin embargo, la microestructura austenítica presenta malas propiedades desde el punto de vista de comportamiento térmico, es decir conductividad y expansión térmica, lo que puede suponer un problema serio para estructuras de cientos de metros de tubos con tolerancias mínimas. Una alternativa para estas estructuras serían los aceros AFA ferríticos, que necesitan sin embargo de la dispersión un refuerzo para adquirir una resistencia a la fluencia comparable a los AFA austeníticos. Trabajos recientes han enfatizado la gran influencia que tienen las heterogeneidades en la distribución de la deformación en los aceros AFA ferríticos sobre la microestructura. El propósito del presente trabajo es estudiar sistemáticamente el efecto de deformaciones heterogéneas y deformaciones severas sobre la microestructura de aceros AFA ferríticos reforzados con nanopartículas cerámicas.

COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE RECUBRIMIENTOS DLC DE ALTAS PRESTACIONES SOBRE ACEROS DE HERRAMIENTAS

José Antonio García Lorente, Eneko Barba, Ivan Fernández, J. A. Santiago, José Fernández, Gonzalo G. Fuentes, Pedro Ribero

Palabras clave: Tribología, recubrimientos de DLC, HIPIMS. Tribology, DLC coatings, HIPIMS.

Resumen: Durante las últimas décadas los recubrimientos DLC (*Diamond Like Carbon*) se han mostrado como una herramienta eficaz para la mejora de las prestaciones y el aumento de vida útil de distintas herramientas. A pesar de sus excelentes propiedades, entre las que destacan una elevada dureza y un muy bajo coeficiente de fricción, uno de los principales problemas que han limitado la aplicabilidad de estas capas es su adherencia, no siendo tan buena como la de otros recubrimientos.

En este trabajo se reportan los resultados tribológicos de scratch test, resistencia al desgaste y nanoindentación de capas a-C y WC:C depositadas mediante una novedosa tecnología de HIPIMS con «pulsos positivos» diseñada específicamente para aumentar la adherencia y el resto de las propiedades tribológicas. Los recubrimientos fueron llevados a cabo sobre una selección de aceros de herramientas de elevado interés y aplicabilidad industrial. Los resultados obtenidos han mostrado excelentes propiedades tribológicas como cargas críticas de rotura de capa en el ensayo de scratch test por encima de los 70 N, con durezas de entre 20 y 30 GPa en función del tipo de recubrimiento realizado. Además, se han encontrado diferencias apreciables en la adherencia en función del tipo de acero recubierto.

OPTIMIZACIÓN DE LA UNIÓN ENTRE CAPA DE TRABAJO Y NÚCLEO EN CILINDROS DE LAMINACIÓN DÚPLEX, FABRICADOS MEDIANTE COLADA CENTRÍFUGA Y EMPLEADOS EN EL TREN DE BANDAS EN CALIENTE

Alberto Cofiño Villar, José Florentino Álvarez Antolín, Juan Asensio Lozano

Palabras clave: Unión capa-núcleo, cilindros de laminación, colada centrífuga, grafito, carburos M3C, carburos MC. Shell-core bond, work rolls, centrifugal casting, graphite, M3C carbides, MC carbides.

Resumen: Los cilindros de laminación fabricados mediante temple indefinido y doble colada son empleados en las cajas acabadoras del tren de bandas en caliente. Estos cilindros están constituidos por una capa periférica de trabajo fabricada en fundición blanca aleada en Ni y Cr, y por un núcleo de fundición gris con grafito esferoidal en una matriz mayoritariamente perlítica. El término «indefinido» hace referencia a que en la capa de trabajo parte del carbono aparece formando carburos y otra pequeña parte aparece formando grafito. El grafito favorece la evacuación de calor y realiza funciones de lubricación seca durante el proceso de laminación. Para mejorar la resistencia al desgaste puede añadirse Nb y Mo, los cuales forman carburos de estequiometría MC con durezas que pueden alcanzar los 2400 HV. Estos cilindros se fabrican mediante colada centrífuga. Primeramente se cuela la «tabla» del cilindro y una vez solidificada se cuela el núcleo en dos etapas. En una primera etapa se cuela la parte del núcleo que pretende una óptima unión con la capa de trabajo. Posteriormente se cuela el resto del núcleo y los cuellos del cilindro, que solidifican de manera estática. El desmoldeo se produce cuatro o cinco días después de la colada. Tras un tratamiento térmico a 1000 °C con enfriamiento al aire, el cilindro es sometido a un revenido a 400 °C. Para asegurar la formación

de una intercara sana y sin defectos debe lograrse la fusión completa de la intercara capa-núcleo, evitando una mezcla excesiva entre ambos elementos. Durante el proceso de colada y el lento enfriamiento en la solidificación hasta su desmoldeo, tienen lugar fenómenos difusivos entre la capa y el núcleo, especialmente entre los elementos de aleación de la capa hacia el núcleo, pudiéndose formar microestructuras duras y frágiles en la zona de unión entre la capa y el núcleo que podrían debilitar dicha unión frente a las presiones ejercidas durante la pasada de laminación. Todo ello puede terminar produciendo la fractura y el desprendimiento entre la capa de trabajo y el núcleo. En este trabajo, mediante la aplicación de un Diseño de Experimentos, se pretende identificar aquellos factores del proceso de fabricación de la capa de trabajo que pudieran tener una influencia significativa sobre la calidad de la intercara capa-núcleo. Los factores analizados fueron el empleo como inoculantes de aleaciones FeSi, con o sin trazas de lantano, la inoculación con diferentes tenores en SiCaMn, FeB y Mg, el porcentaje en Si y la temperatura líquida. La figura 1 muestra una micrografía representativa de la zona de unión entre la capa y el núcleo.

FIGURA 1. Unión capa-núcleo

La figura 2 muestra la representación de los efectos estandarizados en papel probabilístico normal, destacando que aquellos que presentan un efecto significativo sobre la tenacidad al impacto en la zona de unión son E (inoculación con SiCaMn) y A (inoculación con FeSi-La), de tal manera que si situamos ambos factores en sus niveles respectivos +1 (0.6 kg/T de SiCaMn) y -1 (sin FeSi-La) aumentamos la tenacidad. La inoculación con SiCaMn favorece una discontinuidad de la red de carburos, lo que incrementa la tenacidad de la capa que se encuentra en contacto con el núcleo. Durante el proceso de centrifugado el FeSi-La tiende a acumularse en la zona interior de la capa de trabajo, aumentando el número de cuentas de grafito y favoreciendo una morfología más laminar de este. Se constata que la interacción BE, situando ambos factores simultáneamente en su nivel +1 (inoculación con 6 kg/T de FeB y 0.6 kg/T de SiCaMn) produce un incremento de la tenacidad.

FIGURA 2. Factores con efecto significativo sobre la tenacidad al impacto en la intercara de unión, en papel probabilístico normal

Se concluye que para mejorar la calidad de la intercara capa-núcleo se recomienda:

1. Inocular la capa de trabajo con 0.6 kg/T de SiCaMn, ya que se ha constatado que produce un incremento de la tenacidad al impacto en la intercara de unión.

2. Evitar inocular con FeSi-La, ya que este inoculante favorece un aumento de las cuentas de grafito por unidad de área y una morfología laminar de este, reduciendo la tenacidad al impacto en dicha intercara de unión.
3. Por otra parte, se ha constatado que la adición de Mg en tenores del entorno de 0.04 % en peso produce un incremento de la dureza en la zona de la capa de trabajo adyacente a la intercara de unión.

OPTIMIZACIÓN DE PROCESOS TÉRMICOS PARA INCREMENTAR LA RESISTENCIA AL DESGASTE EROSIVO EN FUNDICIONES BLANCAS HIPOEUTÉCTICAS ALTAMENTE ALEADAS

Alejandro González Pociño, José Florentino Álvarez Antolín,
Juan Asensio Lozano

Palabras clave: Fundición blanca altamente aleada en Cr, desgaste erosivo, austenita retenida, dureza, nitruración iónica. High Chromium White Cast Iron, Erosive Wear, Retained austenite, Hardness, Plasma Nitriding.

Resumen: El constituyente continuo de la fase eutéctica en las fundiciones blancas hipoeutécticas con un contenido en Cr superior al 15 % es austenita, por lo que presentan una tenacidad superior al resto de las fundiciones blancas empleadas en trituración y molienda. Pueden ser mecanizadas mediante un tratamiento isotérmico que transforme la austenita en perlita. Los carburos que forman parte de su eutéctica son mixtos, del tipo M_7C_3 , los cuales presentan una dureza comprendida entre 1200 y 1600 HV. La literatura técnica señala que es posible mejorar la resistencia a la abrasión promoviendo la precipitación de carburos secundarios durante la desestabilización de la austenita a partir del estado bruto de moldeo. Dicho tratamiento además contribuye a minimizar el porcentaje de austenita retenida en el temple. Estos carburos secundarios precipitan en tratamientos térmicos en el entorno de los 1000 °C. Complementariamente, el incremento de la temperatura M_s reduce el riesgo de agrietamiento en medios de severidad mayor que la correspondiente al aire. Por tanto, un temple en aceite disminuiría el porcentaje de austenita retenida, con la consiguiente mejora de la resistencia al desgaste abrasivo. El estado más frecuente de suministro es el de temple y revenido, empleando bajas temperaturas de revenido en el rango de los 200-250 °C. Sin embargo, a temperaturas más elevadas, entre 400 y 600 °C, sería posible lograr una segunda

desestabilización de la austenita retenida en fases de inequilibrio. La mayor dureza se alcanzaría con dobles revenidos en torno a 500 °C. Por otra parte, la presencia de Mo induce la formación de carburos M_2C nucleados sobre los carburos M_7C_3 y que crecen a través de la matriz martensítica. Dicha precipitación ocurre durante los revenidos a alta temperaturas.

Un tratamiento de nitruración posterior al revenido produce un endurecimiento superficial por la formación de nitruros de Cr, V, Mo, y Al en la matriz de martensita revenida. La metodología de investigación seguida ha sido la del diseño de experimentos con el objetivo de identificar aquellos factores significativos de los tratamientos térmicos que tienen influencia sobre el desgaste erosivo.

Entre los factores analizados se cuentan: temperatura y tiempo de desestabilización de la austenita (1000 o 1100 °C, durante 4 o 8 h), severidad del medio refrigerante (aire o aceite), temperatura y tiempo de revenido (200 o 500 °C, durante 3 o 6 h), así como la influencia o no de un proceso de nitruración iónica. Se han elegido seis factores y dos niveles para cada factor, con un total de ocho experimentos. Las respuestas analizadas fueron:

- Porcentaje en peso de austenita retenida tras revenido, determinada mediante DRX, previo al tratamiento de nitruración.
- La dureza Vickers promedio en cada uno de los ocho experimentos. La carga aplicada fue de 125 kgf.
- La resistencia al desgaste erosivo mediante la proyección de partículas de corindón por medio de aire comprimido (norma ASTM G76), aplicando una presión de 4 bares, con un caudal de 60 g/min, y con un ángulo de incidencia sobre las superficies de las muestras de 30°. Se realizaron cinco repeticiones para cada ensayo.

Se constata que la temperatura de desestabilización de la austenita tiene un efecto significativo sobre la dureza. Bajos valores de esta temperatura favorecen la formación de más carburos secundarios, y mayor endurecimiento estructural tras temple, a pesar de ser las martensitas de menor porcentaje en C. Dicho efecto se mantiene en los revenidos posteriores.

A su vez, pese a lo esperado, el tratamiento de nitruración no resulta con efecto significativo sobre la resistencia al desgaste erosivo. Sin embargo, se concluye que la mayor resistencia al desgaste se obtiene con el menor tiempo de permanencia a la temperatura de desestabilización, realizando el temple en aceite, y con los menores tiempos de revenido. Entre las muestras nitruradas, los mayores espesores de capa nitrurada se alcanzan cuando la temperatura de desestabilización de la austenita fue 1000 °C y la temperatura de revenido de 200 °C.

La figura 1 se trata de la microestructura correspondiente al experimento 8, cuya superficie fue sometida al proceso de nitruración.

FIGURA 1

En la figura 2 se representan los factores con efecto significativo sobre el desgaste erosivo cuya representación de efectos estandarizados se efectúan sobre papel probabilístico normal.

FIGURA 2

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE ALÚMINA EN RECUBRIMIENTOS NiCrBSi DEPOSITADOS MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA (OF) Y REFUNDIDOS POR LLAMA OXIACETILÉNICA SOBRE LA MICROESTRUCTURA, PROPIEDADES MECÁNICAS Y COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO (CURVA DE STRIBECK)

D. Leal Cano, K. A. Habib, J. A. Heredia, I. Cervera

Palabras clave: NiCrBSi, alúmina, proyección térmica (OF), tribología, curva de Stribeck.

Resumen: Este trabajo tiene como objeto estudiar la influencia de la adición del 10 % de Al_2O_3 microestructurada en recubrimientos base níquel (NiCrBSi), sobre la microestructura, propiedades mecánicas y tribológicas cuya composición química es la siguiente: 0.4 %C, 3.1 %Si, 1.6 %B, 10.1 %Cr, 2.8 %Fe y 87.1 % de Ni. Estos recubrimientos son depositados mediante proyección térmica (OF) y refundido por llama oxiacetilénica. Se utilizó como sustrato un acero inoxidable austenítico (AISI 304) con una geometría cilíndrica de 16mm de altura y 8mm de diámetro, dichas superficies fueron preparadas por un proceso de granallado utilizando corindón con la finalidad de obtener una rugosidad superficial óptima y así conseguir una mayor adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado.

Tras la proyección térmica se utilizó la técnica de refusión por llama (OF) con el fin de mejorar la calidad del acabado del recubrimiento. Para el estudio de la caracterización mecánica, se realizaron en primer lugar los ensayos de microdurezas Vickers (Hv/200/15) trazando en la zona transversal del recubrimiento hasta el sustrato un perfil de microdurezas obteniendo finalmente la media de la dureza.

En segundo lugar, se realizaron los ensayos de desgaste en medio abrasivo empleando un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P que usaba como técnica el sistema 'pin on disk'. El papel abrasivo utilizado como medio de deslizamiento se denomina Imperial Fe con un tamaño de los granos de $320 \mu\text{m}^2$ que aplican una carga y velocidad constante de 20 N y 0.147 m/s respectivamente, hasta alcanzar una distancia de 100 m de recorrido.

En tercer lugar, se calculó la tensión de rotura media y límite elástico en función de la dureza media obtenida de ambos recubrimientos con las siguientes expresiones:

$$TS = -99.8 + 3.73 \cdot Hv$$

$$YS = -90.7 + 2.80 \cdot Hv$$

El estudio sobre los parámetros del comportamiento tribológico del par rozante, está comprendido entre los recubrimientos de NiCrBSi con y sin adiciones de alúmina con una rugosidad superficial inicial de $0.11 \mu\text{m}$ y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido con unas dimensiones de 100 mm de diámetro por 5 mm de espesor con una dureza de 930 Hv/200/15 y una rugosidad superficial inicial de $0.19 \mu\text{m}$. La caracterización tribológica se realizó en un medio lubricado empleando una cantidad de aceite lubricante de 10 ml denominado Cut-Max 110 Houghton Ibérica S.A. con una viscosidad cinemática a 40°C de 100 cSt y una densidad a 25°C de 0.880 g/cm^3 . Para el estudio de los ensayos tribológicos se utilizó el banco tribológico nombrado anteriormente a temperatura ambiente con los siguientes parámetros de ensayo: carga normal aplicada de 3, 6, 9, 15 y 20 N, y un rango de velocidades comprendidas entre 0.037, 0.073, 0.110, 0.147, 0.183 y 0.220 m/s. La fricción obtenida tras los ensayos tribológicos nos sirvió para reproducir la «curva de Stribeck» donde se definió los parámetros generales que definen los regímenes de lubricación (límite, mixta, elastohidrodinámico e hidrodinámico) de ambos recubrimientos de NiCrBSi con y sin adición de Al_2O_3 , donde el coeficiente de fricción es función del parámetro «Z» y este depende de la viscosidad dinámica del aceite lubricante, velocidad de deslizamiento, presión normal aplicada y rugosidad superficial media inicial Ra. El análisis de las fases que formaron tras los procesos de proyección térmica y refusión, se analizaron empleando técnicas de difracción de rayos X (DRX) y la sección transversal de los depósitos obtenidos se analizaron por las técnicas de microscopia electrónica de barrido (MEB) y espectroscopia de energía dispersivas de rayos X (DEX).

CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos muestran diferentes fases formadas entre ambos recubrimientos, ya que uno de ellos contiene alúmina donde se refleja en la difracción de rayos X, pero los recubrimientos con adiciones de alúmina se observan diferencias sobre la microestructura, distribución y morfología de las fases duras sobre la matriz Ni-Cr (carburos y óxidos, boruros, nitruros metálicos). La adición de la alúmina tiene dos funciones, 1) fortalecer la matriz Ni-Cr del recubrimiento y 2) hace de nucleante tras el proceso de refusión, que absorbe la energía de los elementos de menor punto de fusión o más activos térmicamente aumentando el subenfriamiento que disminuye así el crecimiento de los granos que forman una microestructura más homogénea con precipitados más pequeños (véase fig. 1).

Los recubrimientos de NiCrBSi con adiciones del 10 % de alúmina, mejora su dureza en un 4,68 % (véase fig. 2), su resistencia al desgaste abrasivo aumentó hasta un 65 %, la tensión de rotura media se incrementó en un 5.2 % y su límite elástico hasta un 5.3 % con respecto a los recubrimientos NiCrBSi.

Los resultados obtenidos tras los ensayos sobre el comportamiento tribológico en medio lubricado, se pudo observar que en los recubrimientos NiCrBSi con adiciones del 10 % de Al_2O_3 aumenta la resistencia a fricción entre el par rozante utilizado (pin-disco), que adquiere valores máximos del coeficiente de rozamiento de 0.124 y un valor mínimo de 'Z' de 0.540 correspondiente a la zona límite de la curva de Stribeck, así como un valor mínimo del coeficiente de fricción de 0.063 y un valor máximo de «Z» de 21.595 que correspondería a la zona mixta (véase fig. 3) mientras que en los recubrimientos de NiCrBSi mejora su resistencia a la fricción alcanzando menores valores medios de rozamiento máximo y mínimo de entre 0.106 y 0.059 respectivamente, con idénticos valores de «Z».

FIG. 1. Microestructura del recubrimiento NiCrBSi con una adición del 10 % de alúmina

FIG. 2. Perfil de microdurezas Vickers de los recubrimientos NiCrBSi con y sin adición de alúmina

FIG. 3. Correlación entre el coeficiente de fricción y parámetro «Z» del par rozante de ambos recubrimientos. NiCrBSi con y sin adición de alúmina y el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido (curva de Stribeck)

REFERENCIAS

- K. A. Habib, D. L. Cano, C. T. Caudet, M. S. Damra, I. Cervera, J. Bellés y P. Ortells. 2017. «Influence of Al_2O_3 Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings». ISSN 1059-9495, *JMEPEG*, vol. 26 (1): 1647-1656..
- K. A. Habib, D. L. Cano, J. A. Heredia y J. S. Mira. 2019. «Effect of post-coating technique on microestructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings» ISSN 0257-8972, *Surface and Coatings Technology*, vol. 358: 824-832.

DEFORMATION AND Mo, V EFFECT ON CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION PHASES IN AN Ti-Nb MICROALLOYED STEEL

David de Castro Mazariegos, David San Martín Fernández,
Javier Vivas Méndez, Carlos Capdevila Montes

Keywords: Advance High Strength Steels, thermomechanical treatments, phases transformation.

Palabras clave: Aceros avanzados de alta resistencia, tratamientos termomecánicos, transformaciones de fase.

Resumen: Advance High Strength Steels (AHSS) have been widely used in the automotive industry during the last decades due to their excellent combination of strength and ductility and competitive cost. Current investigations focus on the development of a 3rd generation of AHSS with higher levels of strength and ductility and excellent formability while maintaining a competitive cost. This goal can be achieved by microstructural optimization through an appropriate thermomechanical treatment and chemical composition design. In this work, the effect of deformation and alloying elements on the continuous cooling phase transformations and final microstructures after different thermomechanical and heat treatments has been studied using different experimental techniques in three advance high strength steels microalloyed with Ti-Nb, Ti-Nb-Mo and Ti-Nb-Mo-V.

The austenitization temperature was selected to be high enough to dissolve all carbonitrides in the microstructure. Calculations carried out with the thermodynamic commercial software ThermoCalc showed that after the austenitization at 1250 °C, almost all the carbides would be dissolved in the microstructure. These simulations are supported but the study of the temperature evolution of the austenite grain size which shows an acceleration in grain growth around this temperature.

After the austenitization at 1250 °C (600 s), continuous cooling heat treatments were carried out at 5 different cooling rates: 0.05 °C/s, 1 °C/s, 5 °C/s, 10 °C/s and 25 °C/s. A wide range of possible microstructures (ferrite, bainite and martensite) were observed in this study depending on the cooling path. Continuous cooling transformation (CCT) diagrams were obtained based on dilatometry tests, scanning electron microscopy (SEM), optical microscopy (OM) and Vickers hardness measurements (HV) (Figure 1, continuous line). The results show similar microstructures and hardness among all steels. Mo increases the volume fraction of bainite at lower cooling rates, conversely, V decreases it.

Thermomechanical treatments were carried out to study the effect of ausforming on the continuous cooling transformations and the final microstructure achieved. The deformation conditions were selected after performing different single hit tests and characterizing the microstructures by transmission electron microscopy (TEM) to avoid austenite recrystallization and precipitation after deformation. In this regard, after the austenitization at 1250 °C, the samples were cooled at 5 °C/s to 950°C, deformed up to 0.3 at 10 s⁻¹ and, again, continuously cooled at 0.05 °C/s, 1 °C/s, 5 °C/s, 10 °C/s and 25 °C/s.

Figure 1 shows CCT (continuous lines) vs DCCT (dashed lines) diagrams of the three microalloyed steels. The deformation applied decreases the ferrite and bainite start transformation temperatures in all the steels and cooling rates investigated. Furthermore, the deformation refines ferrite at the lower cooling rates (0.05 °C/s) and promotes ferrite formation at the higher cooling rates (1 °C/s). Mo addition decreases and contracts the ferrite phase field and inhibits ferrite formation at the higher cooling rates (>0.05 °C/s); by contrast, V addition promotes its formation, by expanding the ferrite phase field to higher cooling rates (<=1 °C/s).

Regarding the final microstructures obtained, for fast cooling rates (≥ 5 °C/s), the microstructure is mainly bainitic, and the deformation decreases the hardness of the microstructure in all steels. Figures 2a) and 2b) show the microstructure and Vickers Hardness for the Nb-Ti-Mo steel cooled at 5 °C/s without and with deformation, respectively. The SEM micrographs show that the non-deformed sample is characterized by a more lath-like bainitic microstructure than the deformed sample. The IPF maps of these samples are shown in figure 2c) (non deformed) and 2d) (deformed). It can be seen that deformed sample shows a finer block size (areas of the microstructure with very-low misorientations) than the non-deformed sample; this suggests that coarser bainite blocks are promoted from deformed austenite compared to non-deformed austenite. The block size is related to the toughness of the microstructure; if the block size is finer, the toughness increases. On the other hand, deformed samples show lower hardness than non-deformed samples.

FIGURE 1. CCT and DCCT diagrams and Vickers hardness measurements of Ti-Nb, Ti-Nb-Mo and Ti-Nb-Mo-V steels

Hardness is related to the strength of the microstructure and is affected by the lath size and another strengthening mechanism such as precipitation strengthening or forest dislocations. As the bainite start transformation temperatures are lower for the deformed samples, lath size is expected to be finer for deformed samples than non-deformed samples, reason why the decrease observed in the hardness cannot be explained. TEM characterization must be carry out to study precipitation and plate size for both samples.

FIGURE 2. SEM micrographs of the Nb-Ti-Mo steel cooled at 5 °C/s without deformation (a) and with deformation (b) (the Vickers Hardness values have been inserted in the upper-right corner using a label). IPF maps of the Nb-Ti-Mo steel cooled at 5 °C/s without deformation (c) (scale bar=100 µm) and with deformation (d) (scale bar=50 µm)

ROLE OF VANADIUM CARBIDES IN HYDROGEN TRAPPING AND DESORPTION

Luis Borja Peral Martínez, Javier Belzunce, Alfredo Zafra

Keywords: Hydrogen embrittlement, hydrogen absorption and desorption, quenched and tempered structural steels, hydrogen traps, vanadium carbides (VC).

Palabras clave: Fragilización por hidrógeno, absorción y desorción de hidrógeno, aceros estructurales templados y revenidos, trampas de hidrógeno, carburos de vanadio.

Resumen: Fuel cell systems are a potential next-generation energy system. In this context, the increased demand for hydrogen in the coming years means that traditional systems and materials previously used for hydrogen transport and storage will need to be adapted to allow delivering larger amounts of hydrogen efficiently. Furthermore, due to the low energy density of hydrogen, pipes and vessels for transportation and storage will have to be designed to sustain high hydrogen pressures of up to 70 MPa. The best economical solution would be the use of medium- and high-strength ferritic steels in order to reduce the thickness of pipes and vessels and hence the material costs. Vessels and pipes used to store and transport hydrogen must be able to provide a safe service during long periods of time in direct contact with gaseous hydrogen under high internal pressure, being so essential to ensure good resistance to hydrogen embrittlement.

Generally, quenched and tempered steels alloyed with chrome, chrome-molybdenum or chrome-molybdenum-vanadium are used in these industrial facilities. Low and medium-carbon alloyed steels are frequently used in the quenched

and tempered condition when a good combination of strength and toughness is required.

These steels also have high fatigue strength, making them an excellent choice for the manufacture of vessels and pipes able to work under high-pressure hydrogen gas. However, it is well known that these steels are more sensitive to hydrogen embrittlement (HE) than low-strength steels, this susceptibility increasing with the strength level of the steel causing a premature deterioration of the steel mechanical properties (loss of ductility, decreasing of the tensile strength, decreasing of the fracture toughness or increasing of the crack propagation rate) due to hydrogen.

Furthermore, hydrogen embrittlement of medium and high-strength steels is related to the entry, diffusion and accumulation of hydrogen atoms in the internal structure of the steel and is dependent on the distribution of hydrogen atoms among interstitial sites, microstructural traps and defects. In this context, hydrogen atoms are known to be retained in quenched and tempered steels (tempered martensite microstructures) in microstructural traps, such as austenitic grain joints, martensitic lath and packet interphases, dislocations, interphases between matrix and precipitated carbides (cementite in the case of the non-alloyed steels) and in interphases between the matrix and inclusions.

In this manner, the homogeneous distribution of traps in the microstructure of the steel can contribute to avoid or delay the hydrogen diffusion towards the areas with high triaxiality, such as cracks or notches, which can promote the embrittlement phenomenon when a critical hydrogen concentration is attained.

The aim of this paper is to study hydrogen desorption and trapping in quenched and tempered 2.25Cr1Mo(V) structural steels. Moreover, different tempering temperatures were applied in order to analyse the relationship between microstructural variations and hydrogen desorption kinetics and trapping. First, the specimens were pre-charged with gaseous hydrogen in a pressurized reactor at 19.5 MPa and 450 °C, for 21 hours. The amount of hydrogen accumulated in the steels and their desorption kinetics were subsequently determined in a hydrogen analyser LECO DH603. The initial hydrogen content after precharging and the hydrogen strongly trapped into the microstructure of the steel after a long time at room temperature increased in the vanadium steels. Moreover, the apparent hydrogen diffusion coefficient determined in V-added steels was the lowest. In order to complete the study, hydrogen activation energies on the different 2.25Cr1Mo and 2.25Cr1Mo0.3V steel grades were determined by means of thermal desorption analysis (TDA). In this context, the highest hydrogen activation energies (17-41 kJ/mol) correspond to V-steels (see Figure 1).

After thermal hydrogen pre-charging in gaseous hydrogen, it was seen that the hydrogen content strongly trapped in these steel grades and the hydrogen retained after a long time at room temperature are highly dependent on the steel microstructure and chemical composition. According to this, VC might be considered irreversible hydrogen-trapping sites in view of their strong hydrogen-trapping capability as most hydrogen trap on them did not diffuse out from the steel.

Therefore, the addition of vanadium (+0.3%V) to these steels might increase the resistance to hydrogen embrittlement (fracture toughness and fatigue crack propagation rate) due mainly to the high capability of the vanadium carbides (VC) to trap hydrogen

OPTIMIZACIÓN DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES Al-Si-Cu-Mg, CON O SIN DEFORMACIÓN PREVIA

Alberto Cofiño Villar, Mario Fernández García, José Florentino Álvarez Antolín,
Juan Asensio Lozano

Palabras clave: Al-Si-Cu-Mg, deformación por laminación en frío, tratamiento de disolución, envejecimiento. Al-Si-Cu-Mg, cold rolling deformation, solution treatment, ageing.

Resumen: Las aleaciones Al-Si pueden ser aleadas con Cu y Mg para ayudar a su endurecimiento estructural mediante tratamiento térmico, favoreciendo su empleo en aplicaciones con una elevada exigencia estructural. Este tratamiento térmico consta de tres etapas. En una primera etapa, mediante un tratamiento de disolución, se pretende disolver aquellas fases que contengan Cu y Mg y eliminar posibles segregaciones interdendríticas. Durante esta etapa también se produce la esferoidización y engrosamiento del Si eutéctico. En una segunda etapa se enfría la aleación en agua para mantener en solución sólida sobresaturada a dichos elementos. En una tercera etapa, mediante un tratamiento térmico de envejecimiento, se pretende la precipitación de fases intermedias de transición con una interfaz coherente con la matriz, las cuales son responsables del endurecimiento de la aleación. Las principales fases intermedias de transición de estas aleaciones son β " (Mg_2Si), α " (CuAl_2) y ∂ " ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$). Las temperaturas empleadas en el envejecimiento artificial de estas aleaciones se incluyen en el rango 150-210°C. El aumento de resistencia queda condicionado por el tamaño, distribución y coherencia con la matriz de estos precipitados. La deformación en frío genera un aumento en la densidad de dislocaciones, lo cual podría favorecer la densidad de precipitados, reduciendo su tamaño.

En este trabajo, sobre una aleación $\text{AlSi}_{12}\text{CuMgNi}$ se analizó el efecto sobre sus propiedades mecánicas, caracterizadas por su perfil de dureza, del tiempo de permanencia a la temperatura de 525 °C (4 y 8 h), de la temperatura de envejecimiento (150, 160 y 180 °C), y de someter el material a una deformación previa a dicho envejecimiento ($\epsilon = 0.25$).

La aleación es colada en una artesa (*tundish*) a una temperatura de 670 °C, a partir de la cual el caldo es conducido a un molde circular de cobre en forma de U, refrigerado con agua, produciendo una barra de sección rectangular que es transportada por unos rodillos hasta los trenes de laminación donde la barra es transformada en varilla de 15 mm de diámetro en el rango de temperaturas 480-500 °C. Una vez finalizado este proceso el material es enfriado por agua.

Se realizaron dos tipos de tratamientos de disolución a 525 °C, con tiempos respectivos de permanencia a dicha temperatura de 4 y 8 h. El enfriamiento se realizó en agua a 12 °C. Posteriormente se efectuaron varios tratamientos de envejecimiento a tres temperaturas diferentes: 150, 160 y 180 °C. Otras muestras, que previamente habían sido sometidas a los tratamientos de disolución descritos anteriormente, fueron laminadas a temperatura ambiente hasta una deformación verdadera de 0.25 (25 %), para posteriormente, y de manera inmediata (en un plazo inferior a los 15 minutos), ser sometidas a los mismos tratamientos de envejecimiento que las muestras anteriores. La deformación se realizó sobre muestras de 10 mm de espesor mediante ocho pasadas de laminación en cilindros de 75 mm de diámetro que giraban a una velocidad lineal de 65 mm/s.

La inspección metalográfica se realizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Mediante microanálisis por dispersión de rayos X característicos (EDX) y mediante microsonda electrónica se determinaron las fases precipitadas en el formato barra, varilla y tras los tratamientos de disolución. Las durezas Vickers fueron obtenidas bajo la aplicación de una carga de 31.25 kg. Los resultados alcanzados coinciden con el valor promedio obtenido a partir de cinco huellas en cada muestra. La figura 1 muestra la evolución microestructural durante los sucesivos tratamientos.

FIGURA 1. Evolución microestructural del aluminio estudiado

Los principales resultados alcanzados son:

En relación al tiempo de permanencia a la temperatura de disolución, se concluye que:

- Los valores «pico» de dureza son superiores en las muestras que fueron tratadas a 525 °C durante 4 h frente a las que estuvieron 8 h.

En relación a la temperatura de envejecimiento artificial, se concluye que:

- Cuanto mayor sea la temperatura de envejecimiento primero se alcanza el «pico» de dureza.
- El máximo valor de dureza alcanzado fue 144 HV, el cual se obtuvo tras un tratamiento de disolución a 525 °C durante 4 h y un envejecimiento a 180 °C durante 1 h.

Si con anterioridad al tratamiento de envejecimiento se somete el material a un conformado en frío con una deformación verdadera del 25 %, se concluye que:

- Los «picos» de dureza se alcanzan más rápidamente.
- Los valores de los «picos de dureza» decrecen según aumenta la temperatura de envejecimiento.
- Los valores de los «picos» de dureza resultan ser superiores a los alcanzados sobre las muestras sin acritud previa en los envejecimientos a 150 y 160 °C.
- Sin embargo, cuando el envejecimiento se realiza a 180 °C los valores «pico» obtenidos son inferiores a los alcanzados sin acritud previa, lo que sugiere que esta temperatura es excesivamente alta para el envejecimiento con acritud previa, y que se haya superado la temperatura de restauración y se pueda estar alcanzando la temperatura de recristalización.

TRATAMIENTO SUPERFICIAL DE SOPORTES VITROCERÁMICOS PARA LA OBTENCIÓN DE PROPIEDADES ÓPTICAS Y OPTOELECTRÓNICAS

Diego Fraga Chiva, Joan Montoro, Ester Barrachina,
Teodora Stoyanova, Juan B. Carda

Resumen: El proceso de vitrificación es un método de procesamiento adecuado para inertizar residuos tóxicos, a través del concepto de economía circular, y se adapta perfectamente a los requerimientos de la industria cerámica más tecnificada, industria 4.0. Con la transformación de los vidrios de partida después de la vitrificación en materiales vitrocerámicos, mediante un tratamiento térmico controlado, es posible lograr la inmovilización de una amplia gama de desechos industriales (residuos minerales, lodos de vertederos, escorias, cenizas...). Además, el bajo coste y la gran disponibilidad de residuos hace que estos materiales vitrocerámicos sean muy atractivos desde un punto de vista económico y tecnológico.

El objetivo de este trabajo es explorar la síntesis de un nuevo tipo de material vitrocerámico mediante el proceso de sintercristalización a partir de residuo de vidrio reciclado de naturaleza sódico cálcico, residuos procedentes de la rotura de baldosas cerámicas (chamota) y cenizas de una central térmica (figura 1). Además, se ha funcionalizado su superficie para obtener propiedades ópticas, a través de la deposición de un pigmento fosforescente en base a un aluminato de estroncio dopado con tierras raras y, por otra parte, se ha funcionalizado en base a capas de calcogenuros para obtener propiedades optoelectrónicas.

FIGURA 1. Imagen del microscopio electrónico de barrido de la microestructura del material vitrocerámico desarrollado

REVENIDO RÁPIDO DE ACEROS MARTENSÍTICOS DE ESTAMPACIÓN EN CALIENTE MEDIANTE LÁSER

Oriol Artola Pla, Laura Galceran Oms, Marc Olavide Rubio

Palabras clave: Revenido, martensita, zonas blandas, estampación en caliente. Tempering, martensite, soft zones, hot stamping.

Resumen: El consumo de combustible y las emisiones de gases de efecto invernadero de los vehículos actuales son un problema global en la industria de la automoción. La reducción del peso estructural del coche está consiguiéndose mediante los aceros de ultra alta resistencia (UHSS) ya que aportan una proporción de masa-resistencia muy elevada. No obstante, la alta resistencia viene en detrimento de tenacidad y ductilidad; dificultando la unión de diferentes componentes y el rendimiento en la reducción de daños en caso de accidente. En este proyecto, la tecnología láser es utilizada para inducir un revenido localizado en una pieza real creando zonas blandas, donde posteriores operaciones de remachado serían implementadas. Además, mejorando la tenacidad o, lo que es lo mismo, aumentando la absorción de energía en impacto permitiría controlar la deformación severa producida en un accidente.

La tecnología láser brinda no solo una mejora en las propiedades mecánicas mediante el ablandamiento de los aceros UHSS, sino que también reduce tiempos de ciclo con calentamientos que pueden llegar a ser de 1000 °C/s dependiendo de la potencia utilizada. Además, con la ayuda de un robot, se pueden crear zonas blandas en cualquier geometría con lo que una pieza puede ser adaptada para que tenga gradientes de propiedades mecánicas en las zonas con requerimientos especiales de absorción de energía o de unión. Base teórica: partiendo de un acero martensítico proveniente de un proceso de estampación en caliente, un tratamiento térmico de

revenido puede ablandar el material activando los mecanismos difusivos asociados al carbono. Recalentando el material por debajo de la temperatura de austenización A_{c1} (500-700 °C), la estructura martensítica sufre una relajación de las tensiones internas, recuperación de las dislocaciones y precipitación de carburos. La nucleación de cementita en la matriz ferrítica durante el calentamiento surge de la difusión del carbono uniformemente distribuido en la martensita formada previamente en el proceso de estampación en caliente. Esta reorganización microestructural ($\sim 100\%$ martensita $\rightarrow$ Ferrita α + Fe_3C) ocurre en distintas etapas superpuestas típicas del revenido de los aceros al carbono, las cuales son dependientes de la velocidad de calentamiento.

CARACTERIZACIÓN

El estudio engloba la evolución del revenido desde un punto de vista microestructural y mecánico con el objetivo de descubrir la cinética de transformación mediante ensayos de dilatometría y microscopía de barrido (SEM), para luego entender la mejora en el rendimiento mecánico tanto de uniones mecánicas como de absorción de energía. Las propiedades mecánicas resultantes del proceso han sido investigadas mediante durezas, ensayos de tracción y flexión.

NUEVAS TECNOLOGÍAS PARA EL ACEITE DE TEMPLE

Mickael Dulac

Quaker Houghton es líder mundial en el segmento de los fluidos de enfriamiento para el tratamiento térmico.

A lo largo de sus más de 150 años de historia, también se ha mantenido líder en el campo del desarrollo e innovación, como:

- Desarrollo del primer aceite de temple en 1911. Todavía usado en aeronáutica (Houghto Quench 2).
- Desarrollo del primer producto acuoso para temple, basado en polímero, después de la segunda guerra mundial.
- En los últimos años, dicho desarrollo e innovación se ha basado en la creación de fluidos más:

- Seguros
- Resistentes
- Económicos

El trabajo presentado en la ponencia muestra el resultado del desarrollo de un nuevo aceite de temple en frío (Houghto-Quench C 1804), basado en el uso de bases sintéticas, denominadas SHP (Syn2Oil High Performance).

En el trabajo se exponen los diferentes resultados obtenidos de ensayos comparativos con aceites de temple en frío fabricados con bases minerales de uso habitual.

El resultado de los diferentes ensayos realizados demuestra una mejora en cuanto a:

- **Seguridad y salud.** Producto libre de hidrocarburos aromáticos. Mayor punto de inflamación y menor evaporación que el aceite de temple con base mineral a la misma viscosidad.
- **Vida del fluido.** Mayor resistencia a la oxidación. Menor cantidad de lodos.
- **Medio ambiente.** Reducción de residuos (baños de lavado). Menos humos.
- **Proceso.** Óptima curva de enfriamiento. Mejor separación en el baño de lavado.
- **Costes.** Menor consumo por menor pérdida por arrastre y menor evaporación. Ahorro energético del intercambiado de calor.

AJUSTE DE MODELOS DE SIMULACIÓN A PARTIR DE ENSAYOS EXPERIMENTALES DE TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA EN MATERIALES POLIMÉRICOS PARA APLICACIONES BIOMÉDICAS Y DE DEFENSA

Francisco Javier Pascual Aranzana, Elena Ibarz Montaner,
José Antonio Puértolas Raffles, Luis Gracia Villa

Palabras clave: Método de los elementos finitos, tenacidad, polietileno de ultra alto peso molecular, irradiación. Gamma Finite element method, Toughness, Ultra High Molecular Weight Polyethylene, Gamma Irradiation.

Resumen: Se plantea correlacionar resultados experimentales de caracterización de la tenacidad mediante el método del trabajo esencial de fractura (EWF) de materiales poliméricos de interés biomédico y de defensa con la modelización numérica del problema mediante el método de elementos finitos (MEF), que permiten el ajuste del modelado y la posterior extrapolación a modelos de mayor complejidad. El trabajo se centra en el polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE), actualmente utilizado como material de interposición en aplicaciones con movimiento relativo entre dos componentes, sometidas a desgaste, tanto en el ámbito de la defensa (sistemas de protección personal contra proyectiles) como en aplicaciones biomédicas de altas prestaciones (prótesis de sustitución total o parcial de cadera y de rodilla).

La necesidad de obtener alta resistencia al desgaste conlleva la incorporación de tratamientos de reticulación al UHMWPE que disminuyen la estabilidad del polímero frente a la oxidación. Por otra parte, el uso de tratamientos térmicos de estabilización en vacío a media y alta temperatura y la incorporación de aditivos antioxidantes pueden ocasionar variaciones sensibles en las propiedades

mecánicas del material. El balance entre resistencia al desgaste, estabilidad frente a la oxidación y propiedades mecánicas es el paradigma de la investigación en este campo. Los materiales basados en UHMWPE seleccionados permiten caracterizar la influencia de estos factores validando así el modelo numérico propuesto. Así, el principal objetivo del trabajo es la valoración del método del EWF como estimador de la tenacidad, en función del tratamiento térmico aplicado.

MATERIAL Y MÉTODOS

La parte experimental se realiza utilizando el mismo material para la matriz de UHMWPE. En concreto, se utiliza el grado 1050 con pesos moleculares entre 5-6 Mg/mol, con bajo contenido en calcio. El material fue suministrado por la firma Orthoplastics (UK). Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno de vacío LTE Qualivac (UK). Las probetas se mecanizan en el Servicio de Mecánica de Precisión de la Universidad de Zaragoza. Sus dimensiones son $85 \times 25 \times 3$ mm de longitud, anchura y espesor, respectivamente, con una anchura de ligamento variable de 5-12 mm, con incrementos de 1 mm. Se implementa un sistema de ensayo EWF sobre la máquina de ensayos universal INSTRON 5565 y se evalúa la eficacia del sistema de medición por imagen.

Dado que la tenacidad que es una propiedad altamente sensible a los tratamientos de reticulación y estabilización, resulta muy significativa la correlación con las propiedades básicas obtenidas del ensayo de tracción uniaxial. A partir de las probetas ensayadas por EWF se extraen cilindros de diámetro 3 mm para el estudio mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC), obteniéndose el grado de cristalinidad de las zonas afectadas plásticamente y de las no plastificadas.

Para la simulación mediante MEF, se genera un modelo geométrico tridimensional con las dimensiones de las probetas ensayadas. Posteriormente, se realiza un mallado mediante elementos tridimensionales, que es progresivo en la zona de concentración de tensiones en el borde de grieta (figura 1), y se especifican las condiciones de contorno correspondientes a la disposición de ensayo (fijación en una mordaza y desplazamiento impuesto en la contraria). Para el comportamiento del material, se utiliza un modelo elastoplástico bilineal, ajustado a resultados experimentales de ensayos de tracción sobre probetas normalizadas.

FIGURA 1

RESULTADOS

Mediante las simulaciones numéricas se puede determinar el tamaño de la zona plástica y el valor de la integral J para cada modelo de probeta. Se verifica entonces el grado de ajuste entre los resultados obtenidos en las simulaciones numéricas con los disponibles a partir de los ensayos experimentales. En base a los resultados obtenidos, se determinan los coeficientes de correlación, y se establece un valor mínimo umbral, por debajo del cual se revisan los modelos numéricos hasta obtener un ajuste adecuado.

La figura 2 muestra los mapas de desplazamiento vertical y tensión sobre la deformada (amplificada por un factor de 5) de la probeta con ligamento de 5 mm donde se aprecia, además de la apertura de la grieta, una sensible pérdida de espesor justo en el borde de grieta, que aumenta a medida que avanza el ensayo. La forma de apertura de la grieta es de tipo parabólico, con un vértice localizado en el propio borde.

FIGURA 2

Respecto a las tensiones, se produce la esperada concentración en el borde de la grieta, que origina una plastificación localizada que va evolucionando durante el ensayo. Además, los resultados permiten avalar la utilización de modelos bi-dimensionales de tensión plana, dada la uniformidad de tensiones y deformación plástica equivalente obtenidas en el frente de grieta.

Una vez calibrados los modelos, pueden utilizarse para probetas con diferentes tamaños de ligamento y espesor, para verificar la validez de las condiciones de tensión plana exigidas en el ensayo. Además, los modelos numéricos pueden utilizarse para otros materiales ahorrando el correspondiente coste asociado a los ensayos experimentales.

CONCLUSIÓN

Se comprueba una adecuada correlación entre el campo de desplazamientos experimental y el numérico lo que permite inferir las zonas de mayor plasticidad. La validez de esta hipótesis se comprueba comparando los valores numéricos y, además, mediante análisis de imagen.

La novedad principal del trabajo consiste en utilizar la simulación mediante MEF, tras su verificación mediante métodos experimentales, para obtener modelos de comportamiento de diferentes variantes de UHMWPE tratados térmicamente o no, tal que se pueda determinar de una manera sencilla y rápida el EWF para dichos materiales.

EFFECTO EN LA MICROESTRUCTURA DE LA FUSIÓN POR LÁSER DE ALEACIONES Ti-Nb

Vicente Amigó, Ángel Vicente Escuder, José Manuel Amado,
María José Tobar, Francisco Segovia López

Palabras clave: Titanio, Ti-Nb, fusión láser, microestructura, pulvimetalurgia.

Keywords: Titanium, Ti-Nb, laser melting, microstructure, powder metallurgy.

Resumen: Una de las aleaciones de titanio más ampliamente investigada en los últimos años corresponde a la familia de Ti-Nb, que permite estabilizar la fase beta a partir del 30-35 % en peso de niobio. Sin embargo, la obtención de estas aleaciones por técnicas pulvimetalúrgicas no está exenta de problemas como la porosidad, intrínseca al proceso pulvimetalúrgico, y la falta de homogeneidad química cuando se utilizan porcentajes elevados de elemento de aleación, pues el niobio es un metal refractario, de elevado punto de fusión. No obstante, debido al interés de obtener estas aleaciones, pues permite disponer de módulo de elasticidad inferior al Ti puro comercial, puede recurrirse al cierre de la porosidad abierta en la superficie mediante la fusión de una fina capa en la superficie de la pieza, lo que modifica su microestructura y por tanto sus propiedades mecánicas. Por ello, se han realizado tratamientos por láser a discos de 20 mm de diámetro y 5 mm de espesor de diferentes aleaciones Ti-Nb, desde el 5 al 45 % en peso de Nb. Se ha utilizado un láser continuo de Nd:YAG aplicando una potencia del láser de 1900 W, con un diámetro del haz sobre la superficie de 2 mm, un flujo de argón de 20 l/min como gas de protección y una velocidad de pasada de 20 mm/s, utilizando un solape entre líneas de 1 mm (67 %). Todo ello debido a la optimización de los parámetros de proceso realizado en trabajos anteriores. Para solapes entre cordones de 1 mm,

que corresponden al 67 %, se obtienen superficies con una fusión entre las 200 y 250 μm de espesor, figura 1, continuos y en alguno de ellos una mayor porosidad por el aumento del contenido en niobio, por su carácter refractario. La zona afectada por el calor, también se extiende por encima de las 250 micras de espesor.

La microestructura se ha analizado mediante microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos X y difracción de electrones retrodispersados, obteniendo los porcentajes de fases, recogidos en la tabla 1, y el tamaño de los granos correspondientes a las diferentes fases. Los cambios microestructurales son muy importantes, de acuerdo a la composición de la aleación, pues pasa de fase α como predominante para el Ti-5Nb, alcanzando la fase β cuando el contenido en niobio es mayor del 30 % de Nb. Sin embargo, en las aleaciones fundamentalmente $\alpha + \beta$, como las aleaciones con el 20 al 35 % en peso de niobio, el enfriamiento rápido tras el tratamiento por láser genera una parcial transformación a martensita α'' , que para la aleación Ti-30Nb alcanza más del 60 %, tal como se observa en la tabla 1 y en los mapas de distribución de fases tras el ensayo de EBSD, figura 2. Estas transformaciones microestructurales permiten modificar las propiedades mecánicas, a fin de obtener aquellas requeridas por la aplicación.

FIGURA 1. Microestructura de las fusiones superficiales realizadas en las aleaciones Ti-25Nb, en la que se aprecia una transformación importante en la ZAC, y Ti-45Nb que presenta una importante porosidad ubicada principalmente entre cordones

FIGURA 2. Imágenes FSD, IPF y distribución de fases en las aleaciones tratadas por láser Ti-5Nb, Ti-30Nb, Ti-35Nb y Ti-45Nb

La ausencia de defectos en la superficie fundida, se aprecia en las imágenes FSD (Forward Scatter Detector) de la figura 2. Además, en las imágenes de las figuras inversas de polos se observa las orientaciones cristalinas obtenidas en las capas fundidas, con una clara formación columnar en el sentido del enfriamiento. Sin embargo, en las imágenes de la distribución de fases se observa la transformación preferente a la estructura hexagonal cuando el contenido en niobio es del 5 % en peso, mientras que para el 30 % en peso de Nb la mayor transformación es a la fase α'' , del mismo modo que en la aleación Ti-35Nb donde el color amarillo correspondiente a esta fase se alterna con el rojo de la fase cúbica del titanio b. Cuando el contenido en niobio es mayor, y aunque todavía se aprecia un elevado contenido de fase α'' , ya resulta minoritario.

TABLA 1. Porcentaje de fases y tamaño de grano en la superficie de las aleaciones Ti-Nb, tras su tratamiento superficial por láser.

Aleación	Composición analizada (%peso Nb)	% β	% α	% α''	Tamaño de grano β (μm)	Tamaño de grano α (μm)	Tamaño de grano α'' (μm)
Ti5Nb	5,0	0,08	97,81	2,11		9.78 $\pm$ 4.43	5.59 $\pm$ 1.15
Ti10Nb	9,8	0,16	97,17	2,67		6.05 $\pm$ 2.06	5.47 $\pm$ 0.98
Ti15Nb	14,1	0,43	89,83	9,75	6,43 $\pm$ 1,96	7,17 $\pm$ 2,80	5,25 $\pm$ 0,40
Ti20Nb	19,3	0,58	78,33	21,09		7.67 $\pm$ 3,01	6,57 $\pm$ 0,98
Ti25Nb	24,5	1,36	70,72	27,92		17.15 $\pm$ 11.31	9.01 $\pm$ 1.90
Ti30Nb	29,4	29,62	9,01	61,37	9,84 $\pm$ 8,40	5,91 $\pm$ 1,09	7,96 $\pm$ 4,44
Ti35Nb	33,4	69,71	1,02	29,27	7.95 $\pm$ 9.67	3.49 $\pm$ 0.30	4.75 $\pm$ 2.94
Ti40Nb	38,3	96,45	0,03	3,52	18.96 $\pm$ 23.45	4,71 $\pm$ 1.12	2.88 $\pm$ 1.02
Ti45Nb	43,6	89,30	0,43	10,26	29.09 $\pm$ 26.84	6.67 $\pm$ 1.40	9.69 $\pm$ 2.15

De este modo, puede obtenerse, dependiendo del contenido en niobio, mediante la fusión superficial por láser, un control de la microestructura que permita diseñar las propiedades mecánicas y químicas adecuadas a su aplicación, principalmente en aplicaciones biomédicas que requieren de un bajo módulo de elasticidad y de elevada resistencia frente a la corrosión que minimice la liberación de iones metálicos en servicio.

ANÁLISIS DEL EFECTO DE LA CONCENTRACIÓN DE MANGANESO EN ACEROS DE TEMPLE Y PARTICIONADO (Q&P)

Marcel Francisco Carpio Garza, Jessica Calvo, Omar García,
Juan Pablo Pedraza, José María Cabrera

Palabras clave: Temple y particionado, alto manganeso, austenita retenida. Quenching and Partitioning, high manganese, retained austenite.

Resumen: Desde las pasadas décadas, la industria automotriz busca mejorar la eficiencia de los automóviles mediante la reducción del peso cuidando a su vez la seguridad de los pasajeros. Esto es posible mediante el desarrollo de nuevos aceros como los denominados de 3.^a generación, es decir, aceros avanzados de alta resistencia, y más específicamente los aceros producidos mediante el proceso de temple y particionado (Q&P por sus siglas en inglés). Estos aceros cuentan con buenas propiedades de conformabilidad y resistencia debido a la microestructura formada por fracciones de martensita revenida y austenita retenida. El proceso de temple y particionado se basa principalmente en dos pasos: el primero lleva al acero a una temperatura de austenizado parcial o completo, seguido de un tratamiento de temple interrumpido, en el cual se formará cierta fracción de martensita. El segundo paso consta de un tratamiento de particionado, en el cual el carbono difundirá de la martensita hasta la austenita remanente en la microestructura pudiendo estabilizarla a temperatura ambiente tras un segundo temple hasta temperatura ambiente. Al final del proceso Q&P, la microestructura obtenida estará formada por martensita revenida, martensita fresca y una fracción de austenita retenida.

Esta última es de gran importancia debido al efecto TRIP que presenta, siendo de gran utilidad durante una deformación mecánica y mejorando la absorción de energía.

La fig. 1 muestra el ciclo térmico a seguir durante el proceso de temple y particionado.

OTRAS ACTIVIDADES

Mesa de discusión

Nuevas fuentes energéticas para la industria de los tratamientos térmicos y superficiales

Moderador

Kudama Habib. Universitat Jaume I

Intervienen

Juan V. Bono. ASEBEQ

Juan José Montoro. ATC

José Ribera. Invest Plasma

Luis Carreras. TT Carreras

Xermán de la Fuente. ICMA-CESIC

ÍNDICE DE AUTORES

- Vicente Amigó. Universitat Politècnica de València
- Oriol Artola Pla. Gestamp
- José M.^a Cabrera. Universitat Politècnica de Catalunya
- Carlos Capdevila. CENIM-Madrid
- Víctor Carnicer. Instituto Universitario de Tecnología Cerámica - Universitat Jaume I
- Marcel Francisco Carpio. Universitat Politècnica de Catalunya
- Manuel Carsí. CENIM-CSIC
- Alberto Cofiño Villar. Universidad de Oviedo
- David de Castro Mazariegos. CENIM
- Xermán de la Fuente. Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón (ICMA-CESIC)
- Sergi Dosta. CPT Universitat de Barcelona
- Mickaël Dulac. European Business Development Manager - Heat Treatment; Houghton International Inc.
- Adriana Eres Castellanos. CSIC
- Diego Fraga Chiva. Universitat Jaume I
- Daniel Galán. Universidad de Oviedo
- José Antonio García Lorente. Universidad Pública de Navarra
- Alejandro González Pociño. Universidad de Oviedo
- Nerea Isasti. Ceit y Tecnun. Universidad de Navarra
- David Leal Cano. Universitat Jaume I
- Luis Mateo Manzanares. Ferro Spain
- Dieter Meissner. Prof. of Sustainable Energetics (Tallin University of Technology) / Crystasol (Chief Scientist, Founder)
- Guillermo Monrós Tomás. Universitat Jaume I
- Yaiza Montaña González. Ceit-IK4 y Tecnun, Universidad de Navarra
- Luis Borja Peral. Universidad de Oviedo
- M.^a Teresa Pérez Prado. IMDEA Materiales
- Jesús M.^a Rincón. MNCN-CSIC, Madrid y Universidad Miguel Hernández (Elche).
- Víctor Ruiz. CSIC
- Teodora Stoyanova. Universitat Jaume I
- Alfredo Zafra García. Universidad de Oviedo